



UNIVERSIDAD NACIONAL DE MAR DEL PLATA



FACULTAD DE INGENIERIA  
Departamento Ingeniería Eléctrica

# Proyecto Trabajo Final

Diciembre. 2021

## Determinación de la tenacidad al impacto y a la fractura de aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos

Autor/es

Alumno 1: **Amundarray, María Eugenia**

Carrera Ingeniería Electromecánica

Alumno 2: **Gómez, Facundo Daniel**

Carrera Ingeniería Electromecánica

Tutor: Fernandino, Diego

Co-Tutor: Tenaglia, Nicolás

***Evaluadores:***

*Juan Massone*

*Justo José Roberts*

*Matías Martínez Gamba*



RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución-  
NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).



UNIVERSIDAD NACIONAL DE MAR DEL PLATA



FACULTAD DE INGENIERIA  
Departamento Ingeniería Eléctrica

# Proyecto Trabajo Final

Diciembre. 2021

## Determinación de la tenacidad al impacto y a la fractura de aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos

Autor/es

Alumno 1: **Amundarray, María Eugenia**

Carrera Ingeniería Electromecánica

Alumno 2: **Gómez, Facundo Daniel**

Carrera Ingeniería Electromecánica

Tutor: Fernandino, Diego

Co-Tutor: Tenaglia, Nicolás

***Evaluadores:***

*Juan Massone*

*Justo José Roberts*

*Matías Martínez Gamba*



## ***Agradecimientos***

*En primer lugar, agradecemos profundamente a nuestros tutores, el Dr. Diego Omar Fernandino y el Dr. Nicolás Emanuel Tenaglia, quienes nos acompañaron y guiaron durante todo el proceso de desarrollo del presente trabajo, dedicándonos no sólo sus conocimientos sino también su valioso tiempo.*

*En los últimos dos años pasamos por muchas situaciones difíciles en el contexto de pandemia del COVID-19, pero ellos siempre estuvieron presentes y dispuestos, acompañándonos desde su lugar y haciendo todo lo posible para poder finalizar este trabajo, el cual no hubiera sido posible sin su apoyo y compromiso.*

*Nuestro agradecimiento a la División Metalurgia de INTEMA y a la Universidad Nacional de Mar del Plata que nos permitieron utilizar sus instalaciones y nos brindaron todos los materiales necesarios para llevar a cabo este trabajo.*

*Finalmente, queremos agradecer a nuestras familias y amigos que nos apoyaron y acompañaron a lo largo de toda la carrera y que fueron nuestro sostén a lo largo de todos estos años.*



## ÍNDICE

Capítulo I: Introducción .....	8
1.1 Contexto y motivación .....	8
1.2 Objetivos .....	11
Capítulo II: Revisión Bibliográfica .....	14
2.1 Fases y microestructuras en aceros al carbono.....	14
2.1.1 Ferrita.....	17
2.1.2 Perlita.....	18
2.1.3 Ferrita Widmanstätten .....	19
2.1.4 Bainita y ferrita acicular .....	20
2.1.5 Martensita .....	21
2.2 Características microestructurales de los aceros con microestructura bainítica.....	22
2.2.1 Breve reseña histórica.....	22
2.2.2 Morfologías de la bainita obtenida en ciclos térmicos de austemperado.....	24
2.3 Transformación bainítica .....	26
2.3.1 Precipitación de carburos.....	30
2.3.2 El rol del silicio como inhibidor de la precipitación de carburos .....	32
2.4 Morfología de la bainita libre de carburos .....	33
2.5 Influencia de la composición química sobre la transformación bainítica .....	36
2.5.1 Influencia del carbono .....	36
2.5.2 Influencia del Silicio y otros elementos de aleación.....	37
2.6 Propiedades mecánicas de los aceros bainíticos libres de carburos .....	37
2.6.1 El rol de la austenita retenida en las propiedades mecánicas.....	40
2.7 Aceros colados con microestructuras bainíticas libres de carburos .....	42
2.8 Conclusiones del capítulo .....	44
Capítulo III: Desarrollo de microestructuras bainíticas libres de carburos .....	45
3.1 Introducción .....	45
3.2 Material de partida .....	45
3.2.1 Diseño de las aleaciones .....	4544
3.2.2 Obtención del material.....	46
3.3 Metodología experimental .....	47
3.3.1 Seccionamiento de bloques y preparación de probetas.....	47

3.3.2	Diseño y ejecución de tratamientos térmicos .....	48
3.3.2.1	Diseño de los tratamientos térmicos.....	48
3.3.3	Tratamientos térmicos .....	49
3.3.4	Verificación de los TT mediante testigos .....	51
3.3.4.1	Seccionamiento y manipulación.....	51
3.3.4.2	Proceso de pulido de testigos .....	52
3.3.4.3	Ataque químico .....	53
3.3.4.4	Verificación y caracterización microestructural.....	53
3.4	Resultados y discusión .....	54
3.4.1	Tratamientos térmicos .....	54
3.4.2	Caracterización microestructural.....	55
3.4.2.1	Microscopía óptica .....	55
3.4.2.2	Difracción de rayos X (DRX) y microscopía electrónica de barrido (SEM) ..	59
3.5	Conclusiones del capítulo .....	65
Capítulo IV: Determinación de la dureza, tenacidad a la fractura e impacto.....		66
4.1	Introducción .....	66
4.2	Metodología experimental .....	66
4.2.1	Mecanizado final de probetas .....	66
4.2.2	Ensayos de Dureza, tenacidad al Impacto y tenacidad a la fractura .....	67
4.3	Resultados y discusión .....	69
4.3.1	Ensayo de dureza .....	69
4.3.2	Ensayo de tenacidad al impacto.....	69
4.3.3	Ensayo de tenacidad a la fractura .....	73
4.3.3.1	Comparativa con otros autores .....	76
4.4	Conclusiones Parciales.....	78
Capítulo V: Conclusiones generales y Trabajos futuros .....		81
5.1	Conclusiones generales .....	81
5.1.1	Conclusiones académicas .....	81
5.1.2	Conclusiones personales.....	82
5.2	Trabajos futuros .....	82
Capítulo VI: Referencias.....		85
Capítulo VII: Anexos .....		88
7.1	Índice de figuras.....	88



7.2 Índice de tablas.....91



## **CAPÍTULO I**

### **INTRODUCCIÓN**

---

#### **1.1 CONTEXTO Y MOTIVACIÓN**

La ciencia y tecnología del acero ha progresado continuamente a lo largo de los años gracias a sostenidos esfuerzos en investigación y desarrollo. En el campo de los aceros de ultra alta resistencia, hoy se dispone no sólo de los tradicionales aceros templados y revenidos, sino también de los aceros TRIP, Maraging y Dual Phase, entre otros. En estos desarrollos ha sido de vital importancia la generación de microestructuras que combinan la presencia de fases tenaces dispersas en dominios muy pequeños. En este contexto, en las últimas décadas ha habido un gran desarrollo de aceros de alto silicio con microestructura bainítica libre de carburos, con los que resulta posible alcanzar propiedades mecánicas muy destacadas. El desarrollo de los aceros bainíticos libres de carburos (ABLC) requiere conocimientos profundos sobre la transformación bainítica en aceros con alto contenido de silicio (Bhadeshia, 2001; Bhadeshia et al, 2003; Caballero et al 2001a, 2001b; Edmonds, 2010; Fekete, 2008; García Mateo et al, 2003). Este nuevo tipo de aceros presenta una microestructura compuesta por ferrita bainítica y considerables porcentajes de austenita retenida enriquecida en carbono. Con esta microestructura se obtienen notables combinaciones de propiedades mecánicas con un costo de producción relativamente bajo. Estos aceros forman parte de la denominada 3<sup>o</sup> generación de aceros (Matlock et al, 2006; Raabe et al, 2009).

Las estructuras bainíticas libres de carburos se obtienen a partir de ciclos térmicos de austemperado, similares a los utilizados en la obtención de aceros bainíticos convencionales y en fundiciones de grafito esferoidal austemperizadas (ADI del inglés “Austempered Ductile Iron”). El ciclo térmico consiste en un calentamiento hasta una temperatura de austenización completa, seguido de un enfriamiento y mantenimiento a una temperatura de austemperizado (tratamiento isotérmico) por períodos de tiempo variables. En una primera etapa de la transformación isotérmica de la austenita, la ferrita nuclea y crece con morfología de placas, en forma similar a una transformación bainítica convencional. Luego de su crecimiento, las placas de ferrita expulsan carbono a la austenita circundante. No obstante, y como resultado de la presencia de al menos 1.5% de silicio en la composición química de estos aceros, el desarrollo de la transformación bainítica no es

acompañado por la precipitación de carburos a partir de la austenita enriquecida en carbono, como ocurre en la bainita convencional (Bhadeshia, 2001). Por lo tanto, la austenita circundante incrementa en consecuencia su contenido de carbono, provocando el descenso de su temperatura de comienzo de transformación martensítica ( $M_s$ ). Un adecuado enriquecimiento en carbono de la austenita provoca que la temperatura  $M_s$  disminuya y, en consecuencia, se obtiene austenita retenida a temperatura ambiente.

La metalurgia de los ABLC ha sido motivo de numerosos estudios recientes, sin embargo, debe notarse que en prácticamente todos los casos las investigaciones se han realizado sobre aceros homogeneizados y laminados en caliente o forjados luego de su solidificación, con la consecuente refinación de su estructura y su patrón de microsegregación. Los primeros estudios estuvieron centrados en determinar la cinética de las transformaciones de fases en función de la composición química del acero y de los parámetros de los tratamientos térmicos empleados (Caballero et al, 2001a, 2001b, 2002, 2007, 2008a; García Mateo et al, 2003). Estos trabajos han demostrado la posibilidad de obtener microestructuras bainíticas libres de carburos con distintas morfologías y cantidades de ferrita y austenita retenida en función de la temperatura y tiempo de austemperado (García Mateo et al, 2003; Caballero et al, 2007, 2008a, 2008b). Para elevadas temperaturas de austemperado ( $250-350^{\circ}\text{C}$ ), se ha encontrado una morfología de fases más gruesa y la cinética de las reacciones es más rápida que a menores temperaturas de austemperado ( $150-250^{\circ}\text{C}$ ). En particular, se reportan microestructuras austemperadas a temperaturas de hasta  $125^{\circ}\text{C}$  con una morfología de fases extremadamente fina, compuesta por agujas de ferrita y austenita retenida de espesores de algunos nanómetros, las cuales han mostrado notables propiedades mecánicas (Caballero et al, 2002). La caracterización mecánica de esta novedosa microestructura ha revelado una extraordinaria combinación de resistencia mecánica y tenacidad, con elevados valores de ductilidad. Los tratamientos de austemperado a altas temperaturas dentro del rango bainítico promueven elevada elongación a la rotura y tenacidad, mientras que el uso de menores temperaturas promueve una ultra alta resistencia mecánica, límite elástico y dureza (Caballero et al, 2002; Cruz et al, 2012; García Mateo et al, 2003; Putatunda et al, 2009; Putatunda, 2003; Yoozbashi et al, 2011). Dependiendo de los parámetros del tratamiento térmico se han alcanzado valores de resistencia a la rotura que varían de 1.5 a 2.2 GPa, valores de límite elástico que oscilan entre 1.0 y 1.8 GPa, dureza en el rango de 500-700 HV, valores de elongación a la rotura comprendidos entre 5 y 30%, y valores de fractoténacidad de hasta

130 MPa.m<sup>1/2</sup>. En lo que se refiere a las propiedades en fatiga, se han reportado valores de límite de fatiga que oscilan entre 600 MPa hasta 1.5 GPa, dependiendo de la temperatura de austemperado (Carmo et al, 2012; Peet et al, 2011; Putatunda, 2003;). Estas excelentes propiedades mecánicas son comprables a las encontradas en los aceros Maraging o TRIP, los cuales son aproximadamente 5-7 veces más caros (Caballero et al, 2001; García Mateo et al, 2003; Yoozbashi et al, 2011). Los ensayos de desgaste han reportado valores superiores de resistencia a la abrasión y a la fatiga de contacto por rodadura cuando se los compara con aceros de similar composición química, pero de microestructuras perlítica o martensítica revenida (Leiro et al, 2011; Sawley & Kristan, 2003; Vuorine et al, 2007).

No obstante, muchas piezas de acero relacionadas con la industria automotriz, minera o petrolera se pueden obtener a través de la técnica de fusión y colado (cigüeñales, arboles de leva, cuerpos de bomba, partes de suspensión, etc.) y dichas piezas poseen geometrías y espesores variables. Es ampliamente reconocido que las propiedades mecánicas de piezas fundidas difieren de aquellas obtenidas por laminación o forja. Las propiedades de las piezas fundidas están directamente ligadas con su microestructura, la cual está fuertemente influenciada por su estructura de solidificación y la segregación química resultante y, por ende, por la composición química y el tamaño de la pieza colada (o velocidad de enfriamiento). Estos aspectos no han sido aún investigados, y deben ser clarificados si se pretende incentivar la aplicación industrial de estos aceros. En efecto, las composiciones químicas y tratamientos térmicos desarrollados para aceros laminados no son directamente aplicables a la producción de partes coladas.

En este contexto, desde el año 2013, la División Metalurgia de INTEMA (DMI) ha comenzado a estudiar el desarrollo de piezas de acero coladas, y que posean bainita libre de carburos como microestructura principal en el marco de una tesis doctoral (Tenaglia, 2019). El objetivo general planteado en esta línea de investigación es el de la generación de conocimientos sobre aspectos metalúrgicos referidos al proceso de obtención de ABLC, haciendo hincapié en el estudio de su solidificación, sus transformaciones en estado sólido, tratamientos térmicos y propiedades mecánicas. Hasta la fecha, se han diseñado y producido aceros colados de alto silicio de diversas composiciones químicas. Sobre estos aceros, se ha estudiado su micro y macroestructura de solidificación, especialmente en lo referido al patrón dendrítico originado durante la solidificación y la distribución de elementos de aleación en las matrices metálicas por efecto de la microsegregación

(Tenaglia et al, 2016). Luego, se planteó y validó un procedimiento para determinar el máximo diámetro de pieza que puede ser correctamente austemperada, obteniendo una microestructura completamente bainítica libre de carburos, a partir de estudios basados en el análisis de la templabilidad (Tenaglia et al, 2018a). Posteriormente, se estudió la transformación bainítica de los distintos aceros, teniendo en cuenta los niveles de microsegregación previamente determinados. A partir de este estudio se determinaron los tiempos mínimos de transformación de cada acero a una temperatura determinada (Tenaglia et al, 2018b). Por último, se comenzó con la caracterización mecánica de las distintas variedades microestructurales desarrolladas. Los ensayos de tracción han permitido concluir que es posible obtener distintas combinaciones de resistencia y ductilidad, logrando en algunos casos propiedades a la tracción remarcables y superiores a las de otros aceros especiales de mayor costo relativo. Es en base a la experiencia recopilada y, a los prometedores resultados recopilados hasta el momento, que surge la motivación para desarrollar este trabajo final de grado.

## **1.2 OBJETIVOS**

El objetivo general del presente proyecto final es avanzar en el entendimiento de la relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas y fracto-mecánicas de aceros colados de alto silicio con microestructuras bainíticas libres de carburos. Particularmente, se espera determinar la influencia de la composición química y los parámetros de los tratamientos térmicos empleados, sobre las microestructuras resultantes y sobre la tenacidad al impacto y tenacidad a la fractura. Para ello, se plantean los siguientes objetivos específicos según el orden de desarrollo en el presente trabajo:

- Desarrollar una sólida revisión bibliográfica.
- Obtener diferentes microestructuras bainíticas libres de carburos a partir de aceros de diferentes composiciones químicas, los cuales fueron obtenidos en estudios previos.
- Estudiar la influencia de la composición química y la temperatura de austemperado sobre las microestructuras resultantes.
- Evaluar la influencia de la microestructura (tales como tamaño, morfología y cantidades de fases que conforman la bainita libre de carburos) en las propiedades mecánicas, particularmente sobre la tenacidad y fracto-tenacidad del material.

- Profundizar los conocimientos en ensayos mecánicos y metalurgia en general, y particularmente en lo referido a las transformaciones de fases en estado sólido en aceros colados con altos tenores de silicio.
- Desarrollar el espíritu crítico en la discusión de los resultados que surjan del presente plan de trabajo.





## **CAPÍTULO II**

### **REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA**

---

En el presente capítulo se desarrollan los conceptos teóricos mínimos necesarios para la comprensión del trabajo de investigación realizado, haciendo especial hincapié en las características microestructurales de los aceros, particularmente en la transformación bainítica general y particular de los aceros ABLC.

#### **2.1 FASES Y MICROESTRUCTURAS EN ACEROS AL CARBONO**

A presión atmosférica, el hierro puro puede presentar dos formas alotrópicas en función de la temperatura. El hierro- $\alpha$  es estable entre la temperatura ambiente y 910 °C, y posee una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc del inglés “Body centered cubic”), mientras que a temperaturas superiores y hasta 1390 °C, el hierro puro adquiere una estructura cristalina centrada en las caras (fcc del inglés “Face centered cubic”) constituyendo el denominado hierro- $\gamma$ . A partir de los 1390 °C, el hierro es de nuevo estable con una estructura bcc, dando lugar al hierro- $\delta$ .

La adición de carbono modifica la estructura y el intervalo de temperaturas de estabilidad de las fases del hierro. Estas modificaciones están representadas en el diagrama de equilibrio metaestable hierro-carbono (Fe-C), que se muestra en la **Figura 2-1**. En la solución sólida de carbono en hierro  $\gamma$  (austenita) los átomos de carbono se distribuyen en posiciones intersticiales de la red fcc. La adición de carbono estabiliza la austenita hasta los 727 °C para un acero con contenido en carbono de 0.77 % en masa (temperatura y composición eutectoide). Por su parte, la solución sólida de carbono en hierro  $\alpha$  (ferrita) tiene una solubilidad máxima del carbono igual a 0.02 % en masa. En el diagrama de equilibrio Fe-C se observa que, a la temperatura de transformación eutectoide, la austenita se descompone en un microconstituyente laminar, constituido por una mezcla mecánica de ferrita y cementita, denominada perlita. La cementita, por su parte, es un compuesto intersticial de carácter metálico y de fórmula  $Fe_3C$ , que cristaliza en el sistema ortorrómbico (Santofimia Navarro, 2006).

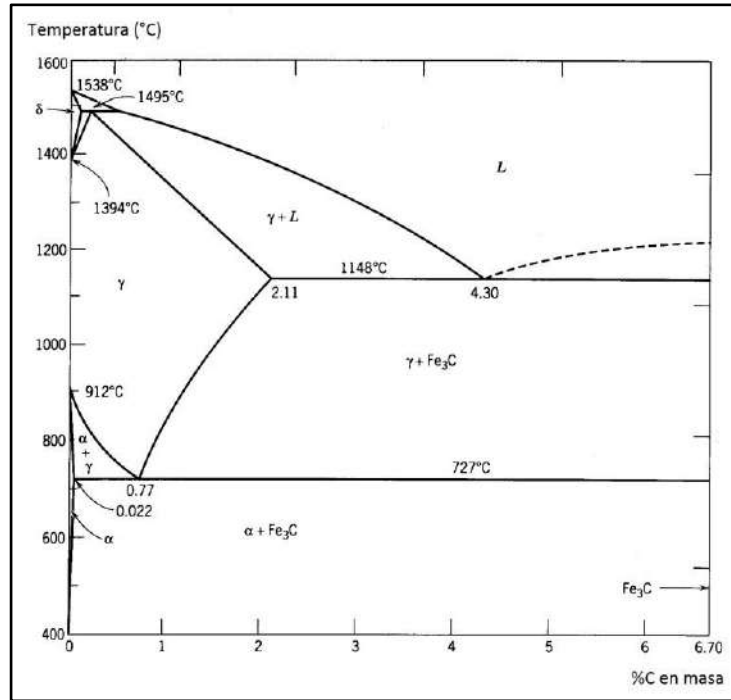


Fig. 2-1: Diagrama Fe-C.

El cambio de estructura cristalina entre austenita y ferrita se puede producir mediante dos mecanismos de transformación bien diferenciados. El primero tiene lugar cuando se favorece en el material una alta movilidad atómica. La estructura cristalina fcc de la austenita puede sufrir una reconstrucción completa a la forma bcc de la ferrita. En este caso, el ordenamiento atómico del cristal original es alterado mediante la rotura de los enlaces que, a continuación, se reordenan (o reconstruyen) en un nuevo patrón, en lo que se denomina transformación reconstructiva. El segundo tiene lugar si la austenita se enfría rápidamente a una temperatura muy baja, por debajo de los 727°C. En ese caso la movilidad atómica no es suficiente para posibilitar una transformación reconstructiva. No obstante, la energía libre para la transformación sufre un aumento que permite la formación de una red mediante el movimiento coordinado de átomos a través de la intercara, dando lugar a las transformaciones desplazativas o displacivas.

Para estudiar con más detalle la naturaleza de las transformaciones de fase que tienen lugar en un acero, se puede utilizar como recurso un diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación (diagrama TTT), representado en la **Figura 2-2** junto a una porción del diagrama de equilibrio metaestable Fe-C. En general, el diagrama TTT de un acero está formado por dos curvas en forma de letra “C” y situadas en un intervalo diferente de temperaturas. La curva C superior representa el tiempo requerido para que se produzca el

inicio de las transformaciones reconstructivas a ferrita o perlita, mientras que la inferior corresponde a la formación displaciva de bainita, ferrita acicular o ferrita Widmanstätten. Se observa además una línea horizontal inferior que se corresponde con la temperatura de inicio de la transformación martensítica,  $M_s$ . Aunque en algunos aceros las dos curvas C pueden solaparse, en ocasiones puede observarse una línea horizontal sobre la curva C inferior, que indica la máxima temperatura ( $T_h$ ) a la cual se puede formar la ferrita por un mecanismo displacivo, ya sea ferrita Widmanstätten, ferrita acicular o bainita. Las estructuras obtenidas mediante transformaciones reconstructivas y desplazativas se ilustran en la **Figura 2-3**.

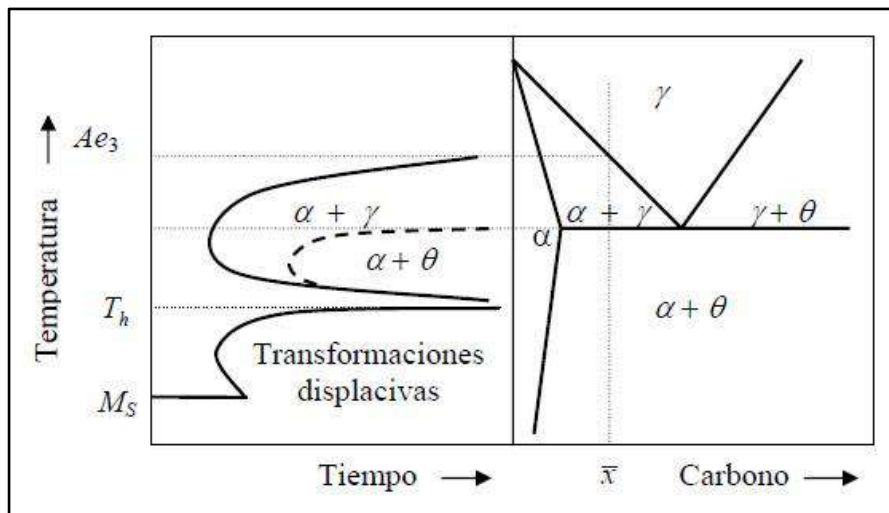


Fig. 2-2: Representación esquemática del diagrama TTT en un acero hipoeutectoide con un contenido en carbono  $x$  y el correspondiente diagrama de fases.

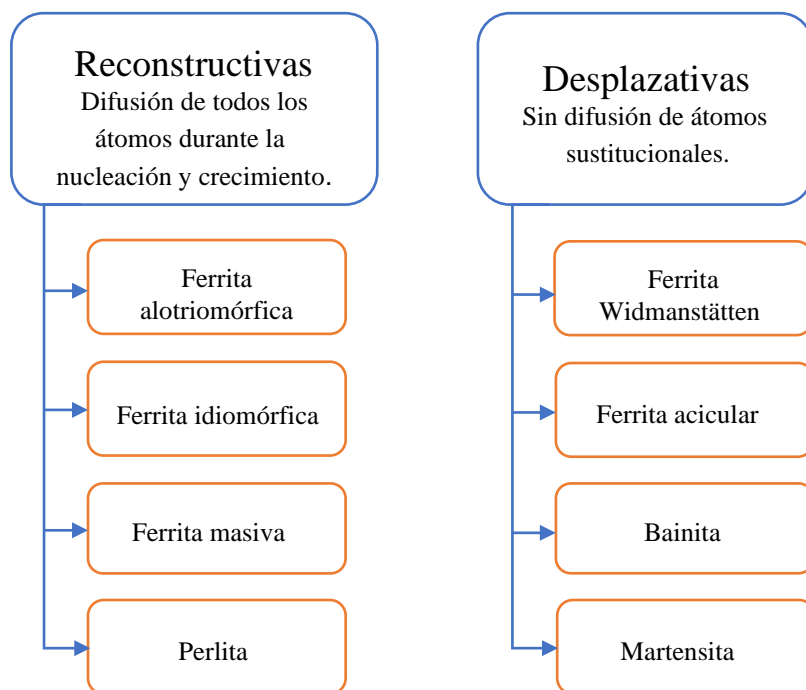


Fig. 2-3: Transformaciones características del acero.

A continuación, se realiza una descripción resumida de las principales características microestructurales de las transformaciones presentadas en la **Figura 2-3**. Luego, en secciones posteriores, se presentará de manera detallada la transformación bainítica.

### 2.1.1 Ferrita

La ferrita, en el caso de transformaciones reconstructivas, nuclea mediante un mecanismo de fluctuaciones de fase, nombre asignado a los cambios aleatorios en la estructura cristalina del material como consecuencia de las vibraciones térmicas de los átomos. La ferrita formada mediante un mecanismo reconstructivo puede presentar dos morfologías diferentes, de ferrita alotriomórfica ( $\alpha_{al}$ ) o de ferrita idiomórfica ( $\alpha_{id}$ ), las cuales se observan en la **Figura 2-4**. La ferrita alotriomórfica nuclea en las fronteras de grano austenítico y tiende a crecer a lo largo de las mismas a una velocidad mayor que en la dirección normal. Por su parte, la ferrita idiomórfica nuclea intragranularmente en inclusiones u otros lugares de nucleación heterogéneos, especialmente cuando el tamaño de grano es grande. Ambas morfologías están esquematizadas en la **Figura 2-5** (Santofimia Navarro, 2006).

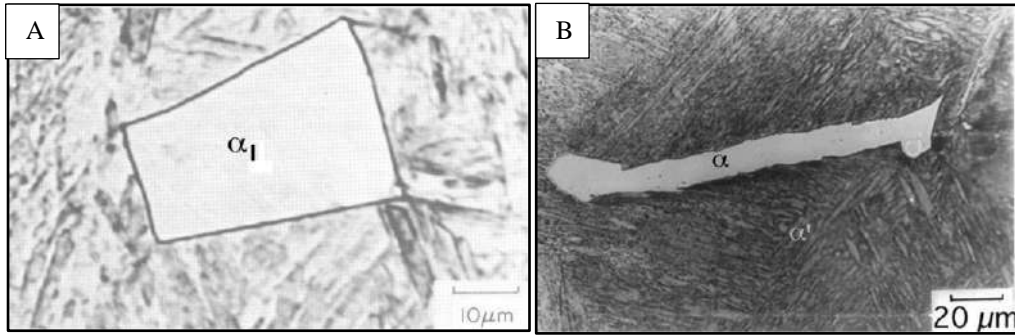


Fig. 2-4: Ferrita idiomórfica (A). Ferrita alotriomórfica (B). (Bhadeshia, 2008)

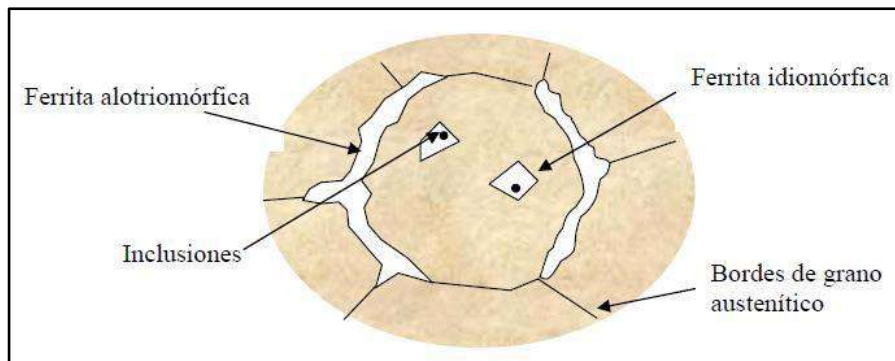


Fig. 2-5: Esquema de la morfología de la ferrita alotriomórfica y la ferrita idiomórfica (Santofimia Navarro, 2006).

### 2.1.2 Perlita

Otra transformación reconstructiva es la perlítica. La *perlita* presenta una microestructura laminar constituida por ferrita y cementita (**Figura 2-6a**) y se forma a temperaturas por debajo de la eutectoide, cuando se favorece la formación de cementita. El espaciado interlaminar, representado como  $S_0$  en la **Figura 2-6b**, es una variable importante que caracteriza la transformación, y su valor decrece a medida que aumenta el grado de subenfriamiento. Los mecanismos que controlan el crecimiento de la perlita dependen del subenfriamiento. Si es bajo, el crecimiento es controlado por difusión de elementos sustitucionales por la intercara, y si es elevado, el crecimiento de la perlita ocurre sin reparto de elementos sustitucionales y es controlado por difusión de carbono en volumen. En este caso, el mecanismo de crecimiento sigue el proceso mostrado en la **Figura 2-6b**. El contenido de carbono en la austenita próxima a la intercara con la ferrita es mayor que en proximidad a la cementita, dando lugar a un gradiente que resulta en una difusión en volumen desde la primera a la segunda, favoreciendo el crecimiento de la cementita y, al mismo tiempo, que la zona pobre de carbono por delante de la ferrita favorece su crecimiento.

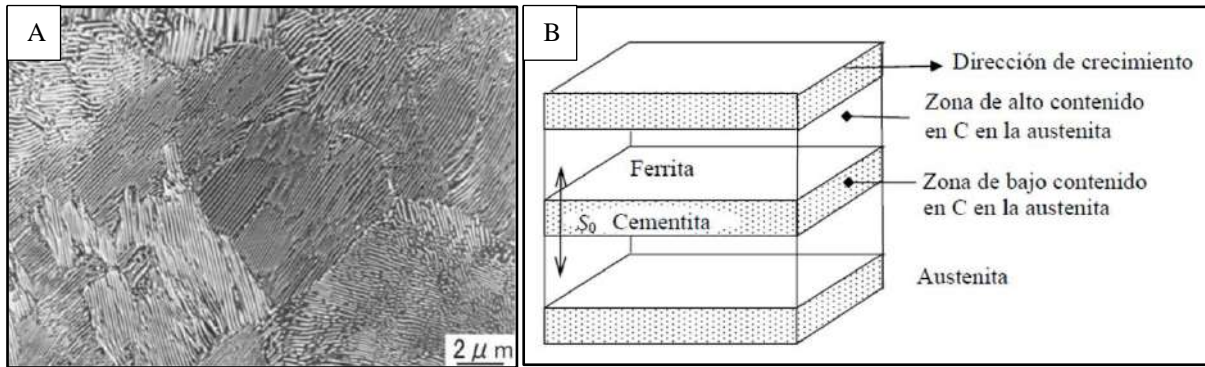


Fig. 2-6. Microestructura perlítica (A) (Bhadeshia, 2008). Modelo de crecimiento de la perlita (B) (Santofimia Navarro, 2006).

### 2.1.3 Ferrita Widmanstätten

A elevadas temperaturas dentro de la curva C correspondiente a las transformaciones desplazativas en el diagrama TTT, se puede formar la ferrita Widmanstätten ( $\alpha_w$ ) **Figura 2-7a**. La  $\alpha_w$ , de estructura cristalina bcc, adquiere una morfología de placa. Se distinguen dos modos de nucleación, mostrados en la **Figura 2-7b**: la  $\alpha_w$  primaria, que nuclea directamente en los bordes de grano austenítico, y la  $\alpha_w$  secundaria, nucleada a partir de ferrita alotriomórfica previamente formada.

Debido a que la  $\alpha_w$ , de formarse, lo hace en un intervalo relativamente alto de temperaturas, aunque por debajo de la  $T_h$ , el subenfriamiento no es suficiente como para soportar la formación de una única placa, por lo que se produce el crecimiento cooperativo de dos placas de  $\alpha_w$  que se acomodan mutuamente. Por otra parte, por condición termodinámica se produce durante el crecimiento, la expulsión de carbono desde la  $\alpha_w$  hacia la austenita residual. Por ello, la nucleación y el crecimiento tienen lugar en condiciones de paraequilibrio, es decir, sin redistribución de átomos sustitucionales, aunque permitiéndose la difusión de carbono. Precisamente, la difusión en volumen de carbono en la austenita controla el crecimiento de la  $\alpha_w$ .

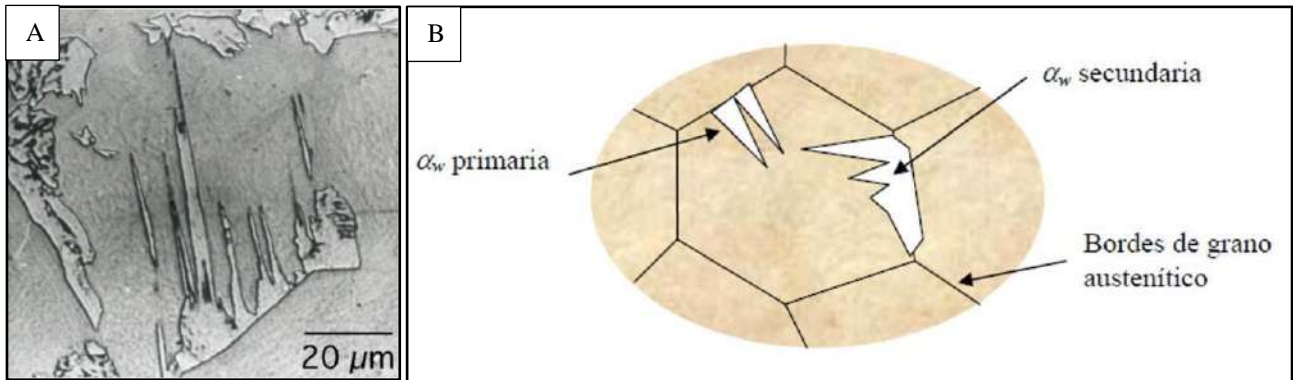


Fig. 2-7: Metalografía de  $\alpha_w$  (A) (Bhadeshia, 2008). Esquema de la morfología primaria y secundaria (B) (Santofimia Navarro, 2006).

#### 2.1.4 Bainita y ferrita acicular

La bainita y la ferrita acicular (**Figura 2-8a y b** respectivamente) se forman a menores temperaturas que la  $\alpha_w$  y por encima de la temperatura  $M_s$ . La microestructura de ambas está constituida por unidades de ferrita separadas por cementita, austenita retenida o martensita, en el caso de la bainita, o rodeadas de estas fases, en el caso de la ferrita acicular. La diferencia fundamental entre bainita y ferrita acicular reside en los lugares de nucleación de cada una, pues los mecanismos de transformación son similares. Como se indica en la **Figura 2-8c**, la bainita nuclea en los bordes de grano austenítico, mientras que la ferrita acicular lo hace heterogéneamente en inclusiones no metálicas. En la bainita, las unidades de ferrita, separadas por láminas de cementita, martensita o austenita retenida, se encuentran agrupadas bajo una misma orientación cristalográfica constituyendo lo que se denomina plumas de bainita, mientras que en la ferrita acicular la microestructura se encuentra desorganizada, no existiendo orientación común entre las placas de ferrita (Santofimia Navarro, 2006).

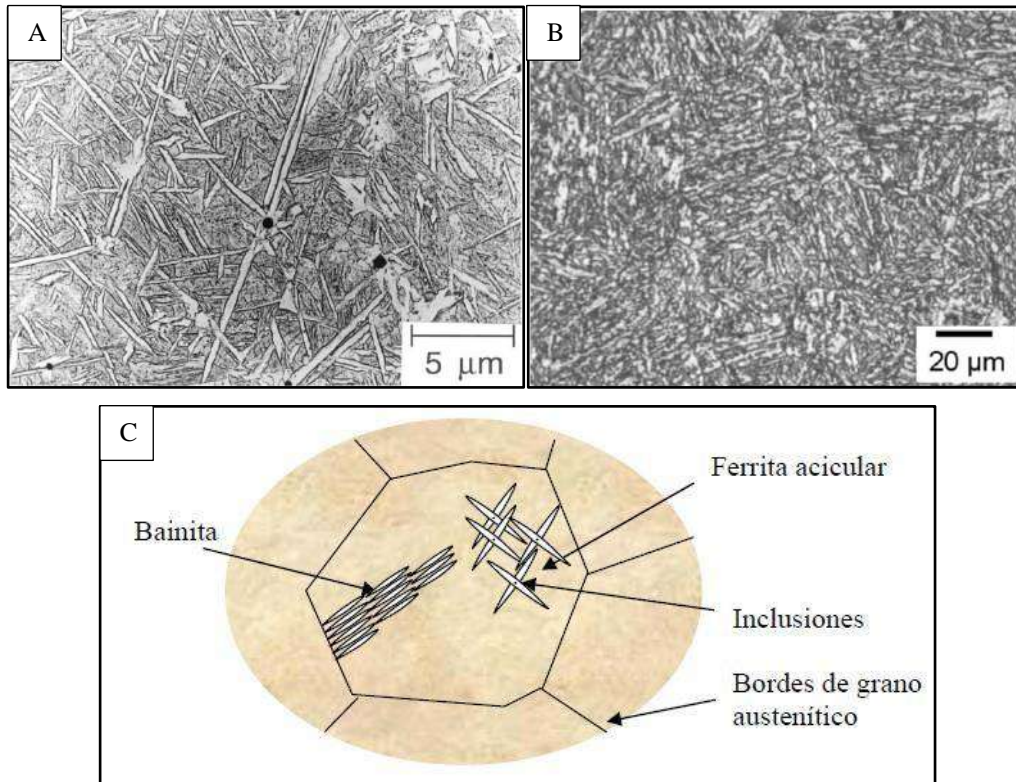


Fig. 2-8: Metalografías de bainita (A) y ferrita acicular (B) (Bhadeshia, 2015). Esquema de la morfología de la bainita y de la ferrita acicular (C) (Santofimia Navarro, 2006).

### 2.1.5 Martensita

Como se esquematiza en la **Figura 2-2**, a temperaturas inferiores a  $T_h$ , tienen lugar la formación desplazativa de bainita, ferrita acicular, ferrita Widmanstätten ( $\alpha_w$ ) y martensita. De todas ellas, la transformación martensítica es la única puramente desplazativa, en el sentido de que no involucra difusión de átomos intersticiales ni sustitucionales en ninguno de los estadios de transformación.

La martensita (**Figura 2-9**) es una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro- $\alpha$  y su composición química es idéntica a la de la austenita a partir de la cual proviene. Los cristales de martensita son láminas paralelas o que se cortan formando ángulos de 60 y 120°. La orientación de las láminas de martensita se debe a que ésta sólo puede formarse siguiendo determinados planos cristalográficos y direcciones de la austenita.

La transformación de austenita en martensita ocurre mediante un movimiento coordinado y ordenado de los átomos, sin difusión de elementos de aleación ni de carbono. Al no haber una reestructuración de la red cristalina, existe una correspondencia



entre la antigua estructura cristalina y la nueva, característico de las transformaciones desplazativas.

Para explicar la nucleación de la martensita, se ha propuesto un mecanismo que involucra la disociación espontánea de dislocaciones predeterminadas en defectos que están originalmente presentes en la fase austenita. Como las dislocaciones pueden moverse o deslizar, el mecanismo no requiere difusión, y la única barrera es la resistencia al deslizamiento de dislocaciones. La nucleación de la martensita, al tener lugar mediante disociación de dislocaciones, comienza en imperfecciones estructurales preexistentes en la fase origen, tales como filas de dislocaciones que, en un enfriamiento por debajo de la temperatura de inicio de la transformación martensítica ( $M_s$ ) disocian en dislocaciones parciales que conducen al suceso de nucleación. Estos defectos no son todos idénticos, ya que varían en magnitud, y su crecimiento es estimulado a diferentes grados de subenfriamiento por debajo de la temperatura  $M_s$ . Esto causa el comportamiento clásico observado en las reacciones martensíticas, en las que la fracción de volumen de martensita varía únicamente con el subenfriamiento por debajo de la  $M_s$ .

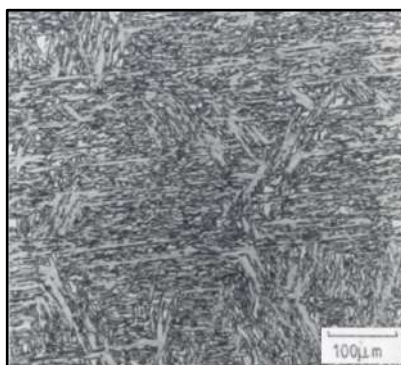


Fig. 2-9: Martensita de un acero de bajo carbono (Bhadeshia, 2008).

## **2.2 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUCTURALES DE LOS ACEROS CON MICROESTRUCTURA BAINÍTICA**

### **2.2.1 Breve reseña histórica**

Bain and Davenport fueron los primeros en identificar una microestructura bainítica en el año 1930, la cual fue obtenida mediante tratamientos isotérmicos partiendo desde una matriz austenítica. Cuando la temperatura era lo suficientemente baja, observaron que la ferrita y la cementita no crecían como láminas paralelas (como en la perlita) sino que adquirían una forma irregular tipo “listón”. En su momento, reportaron el descubrimiento

de un “agregado acicular” que al ser atacado se volvía oscuro, se formaba en el rango de temperaturas entre el de la perlita y la martensita y era diferente a estas microestructuras. En aquel entonces, llamaron a esta microestructura “martensita – troostita”, aunque luego recibió el nombre de “bainita” en honor a Bain. Algunas de las microestructuras obtenidas en aquel momento por Bain and Davenport se muestran en la **Figura 2-10** (Fielding, 2013).

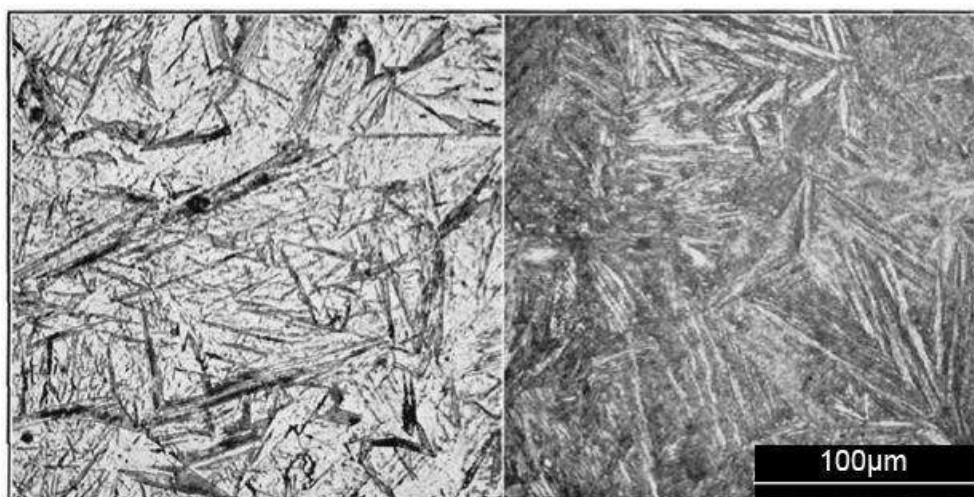


Fig. 2-10: Primeras metalografías de una microestructura bainítica, obtenidas en 1930 (Fielding, 2013).

Sin dudas, de todas las transformaciones de la austenita, la bainítica sigue siendo la menos comprendida. Aún en la actualidad se sigue debatiendo acerca del carácter de la transformación bainítica, en lo que se denomina “The Bainite Controversy (La controversia de la Bainita)”, que enfrenta dos teorías. La primera involucra una transformación con difusión controlada, es decir, una transformación reconstructiva en la cual la cementita y la ferrita crecen simultánea y cooperativamente, resultando en la formación y crecimiento de “listones”. La segunda teoría, que en la actualidad es la más aceptada, está relacionada con una transformación de carácter desplazativo. En este caso, como se detallará más adelante, se explica la formación de la bainita mediante la nucleación autocatalítica y crecimiento sucesivo de subunidades. Las subunidades de ferrita bainítica crecen sobresaturadas en carbono, provocando una relajación plástica de la austenita circundante y luego expulsan el carbono excedente hacia la austenita (Fielding, 2013).

Según Caballero (2012), la principal razón que dificulta el entendimiento completo de la transformación bainítica, es la diversidad de mecanismos de transformación participantes y de aceros con diferente composición química, haciendo difícil encontrar una definición de bainita que englobe todas las posibles microestructuras observadas. Por

estas razones, quizás la mejor definición de bainita es: “microestructura consistente en agregados no laminares de ferrita y cementita, que puede contener martensita y/o austenita retenida y se forma a partir de la austenita a temperaturas intermedias entre las de la transformación perlítica y martensítica” (definición adaptada de definiciones encontradas en las referencias Bhadeshia, 2015 y Rementeria, 2017).

A lo largo de muchos años, los aceros bainíticos no pudieron superar la performance de aquellos templados y revenidos, ya que las grandes partículas de cementita producían una fragilización del material, razón por la cual la bainita tuvo poco éxito comercial durante algunas décadas. Sin embargo, el panorama cambió cuando en los años 60, Henemann y sus colaboradores notaron que la precipitación de carburos durante la transformación bainítica era suprimida en aceros con alto contenido de silicio (Edmonds, 2010). Esto permitió obtener microestructuras compuestas por ferrita y austenita retenida, lo cual justificó realizar un mejor estudio de la morfología y cristalografía en el mecanismo de transformación bainítica. El mejor entendimiento de la bainita, que surgió consecuentemente luego de posteriores investigaciones en el área, contribuyó al surgimiento de un gran interés comercial en este tipo de microestructuras.

Por otro lado, también se ha aumentado el número de investigaciones enfocadas a acelerar los tiempos de transformación bainítica a bajas temperaturas, mediante los tratamientos térmicos de dos pasos. Donde adicionalmente se busca mejorar las propiedades mecánicas de los aceros bainíticos, ya sea mediante la reducción de la cantidad de austenita en bloques o promoviendo sitios de nucleación preferenciales. Tal es el caso del tratamiento de Q&P (Quenching and Partitioning), donde se busca favorecer una estructura compuesta por martensita, ferrita bainítica y austenita retenida. En esta microestructura se ha observado una nucleación de ferrita bainítica sobre los límites de la martensita previamente formada, favoreciendo el aumento de los puntos de nucleación y por tanto permitiendo la reducción de tiempos de transformación bainítica (Speer J.G. p 247-270, 2012).

### **2.2.2 Morfologías de la bainita obtenida en ciclos térmicos de austemperado**

La complejidad de la microestructura bainítica ha dado lugar a la existencia de una multitud de terminologías para representar su morfología, lo que ha llevado a cierta confusión. Sin embargo, hay un acuerdo general para diferenciar dos tipos de bainita, la bainita superior y

la bainita inferior. La bainita superior se forma a altas temperaturas dentro del intervalo de temperaturas [Bs – Ms], y se caracteriza por no tener carburos dentro de las subunidades de ferrita. Esto ocurre debido a la alta difusión de carbono, que permite que el mismo sea expulsado de la ferrita. Por otro lado, cuando la temperatura de transformación es menor, la difusión de carbono es limitada y pequeños precipitados de cementita se forman dentro de las subunidades de ferrita. Esto ocurre pues el carbono no tiene suficiente movilidad para escapar de las subunidades de ferrita (Santofimia Navarro, 2006).

En el caso de aceros de alto silicio (mayor a 1.5 %), la precipitación de carburos es suprimida durante transformaciones isotérmicas. En este caso, el carbono reyectado por las subunidades de ferrita bainítica enriquece la austenita circundante, pudiendo estabilizarla parcial o completamente a temperatura ambiente, obteniendo austenita retenida y/o martensita. En el caso de bainita superior en aceros de alto silicio, la inhibición de la precipitación de carburos ocurre tanto en la ferrita como en la austenita, dando lugar a la denominada “bainita libre de carburos”. Sin embargo, en el caso de la bainita inferior, la precipitación de carburos no puede ser suprimida en las subunidades de ferrita bainítica, dando lugar a la denominada “bainita nanoestructurada, NANOBAIN, bainita de baja temperatura, etc.”. La **Tabla 2-1** muestra esquemas de las distintas morfologías de bainita, mientras que la **Figura 2-11** muestra sus metalografías (Rementería, 2013).

Tabla 2-1: Morfologías de la bainita obtenida mediante tratamientos isotérmicos.

	Alta temperatura de austemperizado	Baja temperatura de austemperizado
Aceros de bajo silicio	<p>Subunidades de ferrita Cementita</p>	<p>Subunidades de ferrita con cementita Cementita</p>
	Bainita superior	Bainita inferior
Aceros de alto silicio	<p>Subunidades de ferrita Austenita retenida y/o martensita</p>	<p>Subunidades de ferrita con cementita Austenita retenida y/o martensita</p>
	Bainita libre de carburos	Bainita nanoestructurada

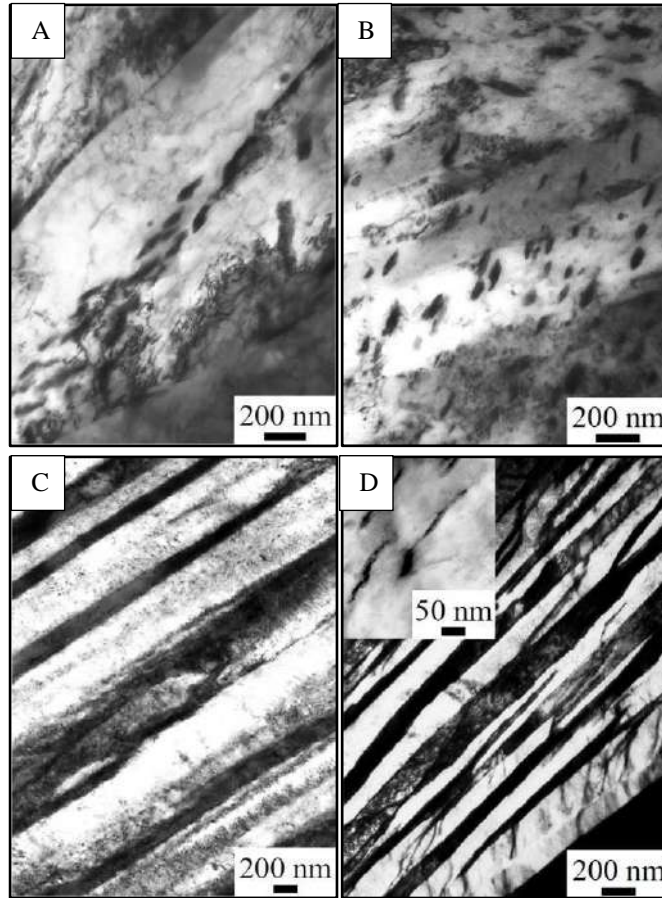


Fig. 2-11: Bainita superior (A). Bainita inferior (B). Bainita libre de carburos (C). Nanobainita (D) (Rementeria, 2017).

### 2.3 TRANSFORMACIÓN BAINÍTICA

Como se ha mencionado anteriormente, la transformación bainítica es la menos comprendida entre las transformaciones que sufren los aceros. Los procesos que ocurren durante la transformación bainítica dependen de la temperatura de transformación, del contenido de carbono y de los elementos de aleación presentes en los aceros. De esta manera, no existe una única manera de explicar la transformación bainítica que englobe todos los procesos observados (Rementeria, 2017). Sin embargo, para el desarrollo de este trabajo final, se adoptará la descripción de la transformación bainítica más aceptada en los dos centros de investigación más importantes en cuanto al estudio actual de microestructuras bainíticas: el CENIM (Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas) en Madrid (liderado por F.G. Caballero) y la Universidad de Cambridge (cuyo máximo referente es H.K.D.H. Bhadeshia), la cual se describe brevemente a continuación:

Para explicar la cinética de transformación bainítica, se utilizará el modelo propuesto por Bhadeshia, basado en la teoría desplazativa, que define a la formación de bainita como un proceso secuencial, a diferencia de la transformación perlítica, donde el crecimiento de ferrita y cementita es acoplado o cooperativo. Un esquema del modelo propuesto se muestra en la **Figura 2-12**. En primer lugar, una subunidad de ferrita nuclea en borde de grano austenítico, ya que esa es la zona más reactiva del material. Luego, la subunidad crece adifusionalmente e inmediatamente después, expulsa carbono hacia la austenita circundante, en un proceso denominado “partición”. La nucleación de nuevas subunidades ocurre en la punta de la subunidad previamente formada, así como también en borde de grano austenítico. El proceso continúa mediante la nucleación y crecimiento de nuevas subunidades de ferrita, dando lugar a la formación de un “plumín” de bainita, que es un conjunto de subunidades interconectadas que comparten una dirección cristalográfica (Bhadeshia, 2015; Rementeria ,2017).

De acuerdo al modelo adoptado, esta transformación ocurre en condiciones de para-equilibrio, lo que implica que hay difusión de carbono, el cual es particionado luego del crecimiento de las subunidades de ferrita, pero no hay redistribución de elementos de aleación. Esto ocurre debido a que los elementos de aleación (Si, Mn, Cr, Mo, etc.) son de carácter sustitucional, es decir, reemplazan a los átomos de hierro en la red cristalina y, en contrapartida, los átomos de carbono tienen mucho menor tamaño y son de carácter intersticial, lo cual les otorga una movilidad significativamente mayor.

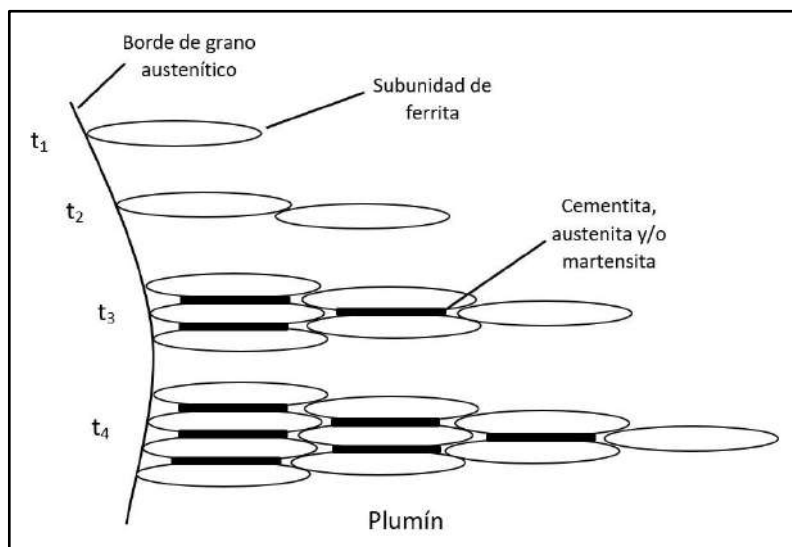


Fig. 2-12: Esquema de crecimiento de la bainita.

La nucleación de subunidades de ferrita bainítica ocurre por la disociación espontánea de dislocaciones presentes en la austenita a partir de la cual se forma, de manera similar a lo que ocurre con la formación de martensita. Las subunidades de ferrita bainítica ( $\alpha_B$ ) pueden adquirir morfología de listón o de placa (**Figura 2-13a**). La morfología de placa tiende a formarse a bajas temperaturas y a altas concentraciones de carbono y, en general, cuando la “austenita madre” (austenita a partir de la cual se forma la bainita) presenta alta resistencia. Este tipo de morfología es la más comúnmente observada en bibliografía.

Por otro lado, la formación de una subunidad de ferrita provoca una deformación en la austenita circundante (como muestra la **Figura 2-13b**), debido a la diferencia de densidad entre estas fases provocada por el cambio de una red cristalina fcc de la austenita a una red bcc de la ferrita. El efecto de la deformación plástica es el de frenar, por efecto de tensiones de fricción, el crecimiento de las placas de ferrita antes de encontrarse con algún obstáculo, razón por la cual dichas placas generalmente tienen un tamaño menor al del grano austenítico del cual provienen. Además, debido a que la resistencia de la austenita depende de la temperatura a la que se encuentre, el tamaño de las subunidades de ferrita estará directamente ligado a la temperatura de transformación: la bainita obtenida a menor temperatura se forma a partir de una austenita de mayor resistencia, conduciendo a placas de ferrita más pequeñas y, por lo tanto, a una microestructura más fina (Santofimia Navarro, 2006).

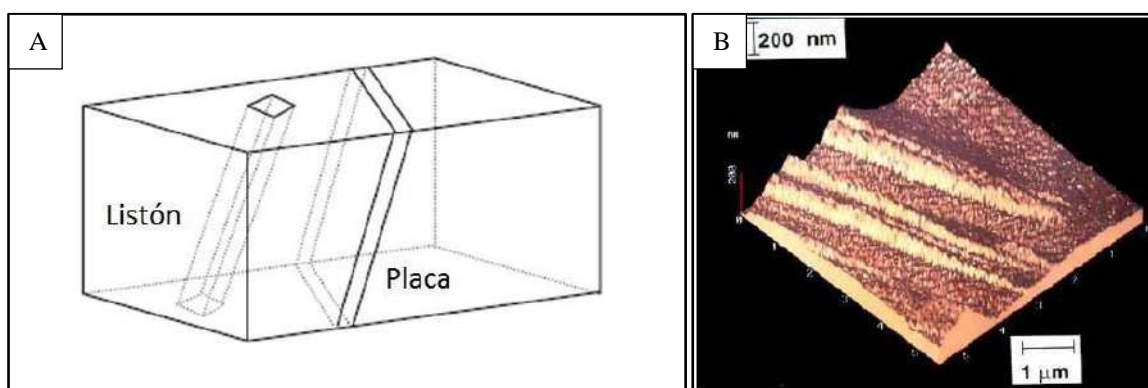


Fig. 2-13: Esquema de las morfologías que puede adquirir una subunidad de bainita (A).

Desplazamientos que aparecen en la formación de una subunidad de bainita (B).

La transformación continúa, formando nuevas subunidades de ferrita bainítica, que luego de su crecimiento expulsan carbono hacia la austenita circundante, enriqueciéndola progresivamente en carbono mientras que el cambio de energía libre sea favorable, es decir

hasta que la concentración en carbono de la austenita llega a la composición dada por la línea  $T_0'$ . Esta línea indica que la austenita enriquecida en carbono y la ferrita tienen la misma energía libre y, por lo tanto, no hay fuerza impulsora para que continúe la transformación de austenita en ferrita. Esto significa que cuando el contenido de carbono en la austenita llega a  $T_0'$  la transformación se detiene, aunque el material permanezca a temperatura durante tiempos prolongados.

Para una composición química determinada, a cada temperatura de transformación le corresponde una cantidad máxima de concentración en carbono de la austenita residual de acuerdo con la condición termodinámica  $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$ . La línea  $T_0$  es la representación de estas temperaturas frente a los contenidos en carbono máximos correspondientes a una composición química determinada, como se muestra en la **Figura 2-14**. Si se tiene en cuenta la energía de deformación asociada a la transformación bainítica (400 J/mol) en el cálculo de la energía libre de la ferrita, la curva de energía libre de Gibbs es desplazada a valores de temperatura ligeramente mayores, y la condición  $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$  tiene lugar a una concentración en carbono menor que si no se considera dicha energía de deformación. La línea  $T_0$  en este caso se desplaza a concentraciones algo menores, constituyendo la denominada línea  $T_0'$ .

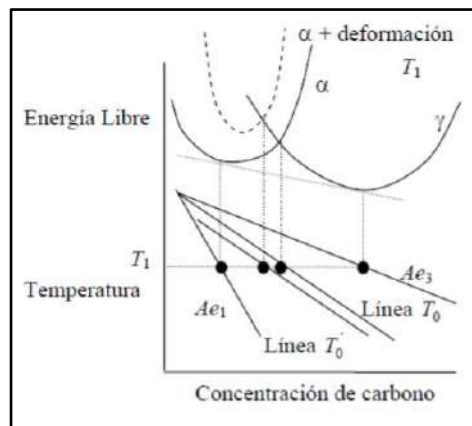


Fig. 2-14: Esquemas de las líneas  $T_0$  y  $T_0'$ .

La formación de una nueva subunidad de ferrita ocurre generalmente en la punta de otra y no a los costados, dando lugar a lo que se denomina una “pluma”, que es un conjunto de placas de ferrita bainítica que comparten una orientación cristalográfica. Las placas de ferrita dentro de una pluma son subunidades interconectadas tridimensionalmente, razón por la cual comparten orientación cristalográfica. La parte más gruesa de una pluma corresponde al sitio donde la primera subunidad de ferrita nucleó y creció, siendo éstos



generalmente bordes de grano austenítico. La **Figura 2-15a** muestra la morfología de una pluma obtenida en un acero Fe-0.43C-2Si-3Mn transformado parcialmente. Además, en la **Figura 2-15b** se muestra un esquema de la misma (Bhadeshia, 2015).

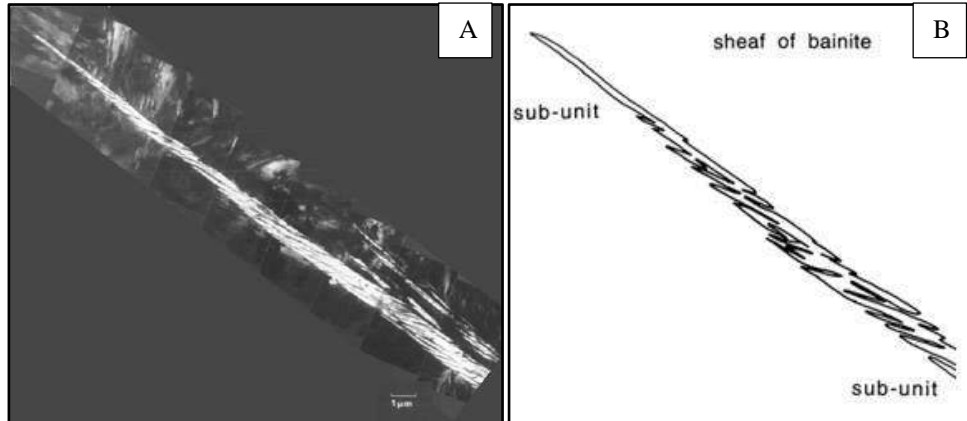


Fig. 2-15: Imagen obtenida por TEM de una pluma de bainita (A). Esquema de una pluma de bainita (B) (Bhadeshia, 2015).

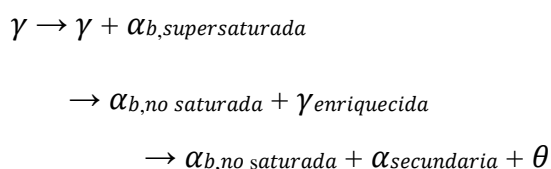
### 2.3.1 Precipitación de carburos

De acuerdo con Bhadeshia (2015), los carburos han sido los responsables de la poca utilización comercial de aceros bainíticos convencionales durante muchos años. Los carburos presentes en estos aceros presentan relativamente gran tamaño, lo que da lugar a una fragilización del material. Durante varias décadas, estas aleaciones no han podido superar la performance de los aceros templados y revenidos, que presentan, a diferencia de los aceros bainíticos, una distribución fina y dispersa de carburos a lo largo de su microestructura.

A continuación, se hará una revisión de la precipitación de carburos en la bainita superior, que ocurre a partir de la sobresaturación de carbono en la austenita (recordar que la bainita superior no presenta carburos dentro de las subunidades de ferrita). Los carburos más comunes en aceros bainíticos son cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), aunque también se han observado otro tipo de carburos que se escapan del alcance del presente trabajo.

A medida que se desarrolla la transformación bainítica, la austenita se enriquece en carbono, como se ha mencionado. La condición termodinámica para que ocurra la precipitación de carburos se satisface cuando la concentración de carbono en la austenita excede el valor de solubilidad dado por el límite extrapolado del campo de fases  $\gamma/(\gamma + \theta)$  (donde  $\gamma$  es austenita y  $\theta$  es cementita). Esto se ilustra en la **Figura 2-16a**, donde la zona

gris indica la coexistencia de austenita y cementita (Bhadeshia, 2015). En este sentido, cuando la temperatura de transformación es menor a  $T_c$ , la transformación bainítica trae aparejada la precipitación de carburos a partir de la austenita. La precipitación de cementita es ajena a la formación de ferrita bainítica, es decir, no interfiere con la nucleación y crecimiento de las subunidades de ferrita, ya que ocurre con posterioridad. Sin embargo, la precipitación de cementita reduce significativamente la concentración de carbono de la austenita residual, dando lugar a la formación de nuevas subunidades de ferrita (ferrita secundaria). Este proceso continúa hasta consumir toda la austenita, resultando en una microestructura compuesta únicamente por las fases de equilibrio que indica el diagrama Fe-C: ferrita y cementita. Las etapas involucradas en la transformación bainítica se indican a continuación (Bhadeshia, 2015):



Generalmente, las partículas de cementita en la bainita superior son paralelas a las placas de ferrita bainítica y con morfología de listón (**Figura 2-22b**). Además, la nucleación heterogénea de carburos también ocurre en el borde de grano austenítico, favoreciendo el crecimiento de partículas de cementita grandes, que deterioran las propiedades mecánicas, especialmente la tenacidad (Bhadeshia, 2015).

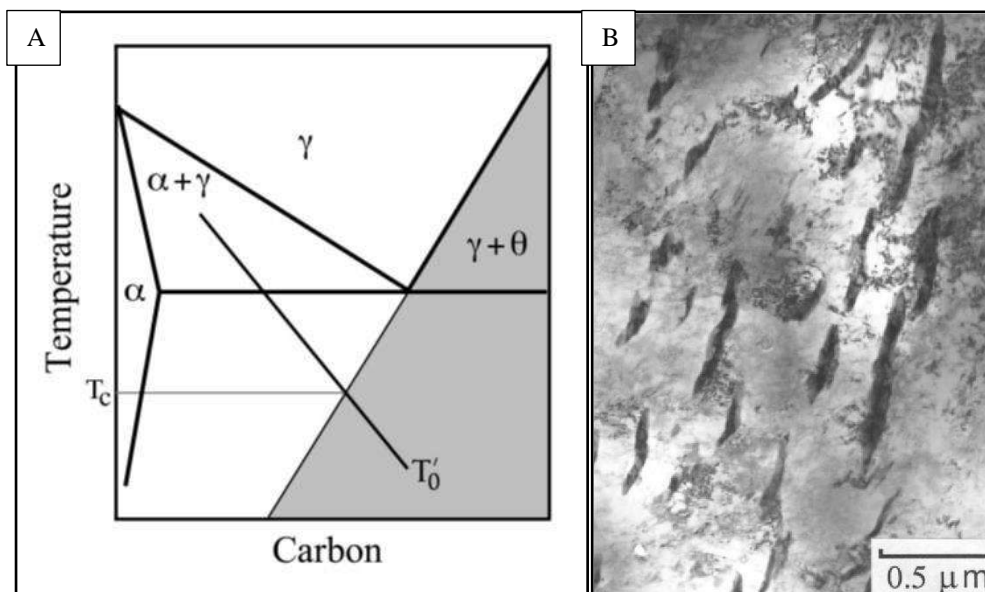


Fig. 2-16: Condición termodinámica para que la cementita precipite desde la austenita (A). Listones de cementita entre las placas de ferrita (Bhadeshia, 2015) (B).

### 2.3.2 El rol del silicio como inhibidor de la precipitación de carburos

El descubrimiento del rol del silicio (y el aluminio) como inhibidores de la precipitación de la cementita durante la transformación bainítica ha sido crucial en el desarrollo de nuevos aceros bainíticos con propiedades mecánicas mejoradas. El uso de estos elementos aleantes causa un significativo retraso en la cinética de precipitación de carburos, por lo tanto, el carbono expulsado por las subunidades de ferrita durante la transformación bainítica queda atrapado en la austenita. Esto da lugar a un mayor enriquecimiento progresivo de la austenita residual a medida que avanza la transformación. Cuanto más enriquecida en carbono se encuentre la austenita, menor es su temperatura  $M_s$ , pudiendo llegar a estabilizar la austenita residual a temperatura ambiente y, por lo tanto, obtener austenita retenida. En este caso, a diferencia de la bainita convencional que consiste en ferrita + cementita (Santofimia Navarro, 2006), la microestructura resultante sería ferrita + austenita enriquecida en carbono. Este tipo de microestructuras puede ser obtenida en aceros con un bajo contenido de aleantes, siendo el único requerimiento, en cuanto a composición química se refiere, que el contenido de silicio sea mayor a 1.5 %. El silicio tiene una solubilidad despreciable en la cementita, la cual sólo puede crecer a partir de la austenita si se permite la rápida reyección del mismo (desde la cementita hacia la austenita) durante el crecimiento, para lo cual es necesario una elevada temperatura que permita su difusión. Sin embargo, la bainita es comúnmente obtenida mediante transformaciones

isotérmicas que se realizan en un rango de temperaturas (200-500°C) en el cual la movilidad de los átomos es limitada, especialmente aquellos de carácter sustitucional, como el caso del silicio. Esto provoca que el silicio quede atrapado en el frente de crecimiento de la cementita en condiciones de paraequilibrio, reduciendo dramáticamente el cambio de energía ( $\Delta G$ ) asociado a la precipitación, con la correspondiente reducción de la cinética de reacción.

#### 2.4 MORFOLOGÍA DE LA BAINITA LIBRE DE CARBUROS

La microestructura de la bainita libre de carburos consiste en subunidades de ferrita (generalmente con morfología de placa), rodeadas por austenita retenida con dos morfologías posibles bien diferenciadas: en forma de láminas (austenita “film”) y en forma de bloques (austenita “blocky”), ambas esquematizadas en la **Figura 2-17**. La austenita residual presente entre las subunidades de  $\alpha_b$  de una misma pluma adquiere forma de láminas, y su contenido en carbono depende del estadio de la transformación en que se produjo su aislamiento. La concentración de carbono en la austenita es mayor para la forma de láminas que para la forma blocky, debido a la distancia a la ferrita que actúa como fuente de carbono en la transformación (Santofimia Navarro, 2006). La **Figura 2-18** muestra la microestructura típica de un acero bainítico alto en silicio. En la **Figura 2-18a** se muestra un borde de grano, plumas de bainita y austenita blocky, mientras que la **Figura 2-18b** muestra en detalle las placas de ferrita (fase oscura) y la austenita (fase clara) dentro de una pluma.

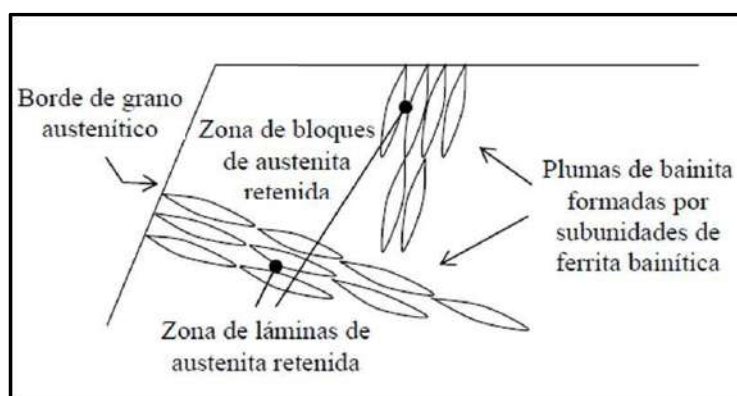


Fig. 2-17: Esquema de la microestructura bainítica en aceros de alto silicio.

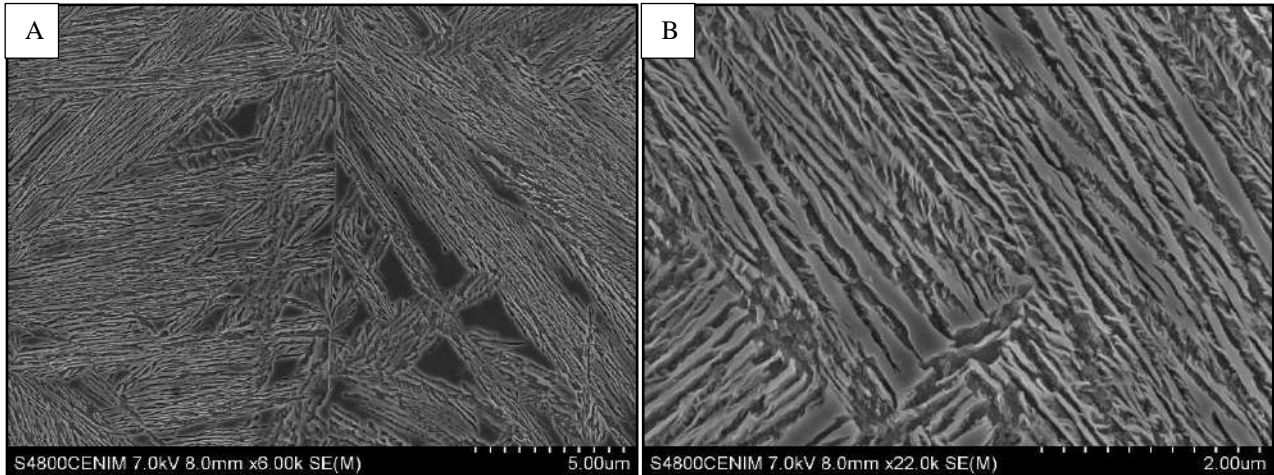


Fig. 2-18: Microestructura bainítica libre de carburos obtenidas por A. Basso en CENIM (REF). La imagen (A) muestra un borde de grano austenítico, plumas de bainita y austenita blocky. La imagen (B) muestra las subunidades de ferrita (fase oscura) y austenita film (fase clara) dentro de una pluma de bainita.

Por otro lado, la temperatura de austempering tiene una marcada influencia en las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos. A menores temperaturas de transformación, la austenita residual presenta una mayor concentración de carbono. Si el contenido de carbono de la austenita residual es mayor, como consecuencia de una menor temperatura de austempering, se podrá obtener una mayor fracción de ferrita bainítica. Esto significa que los tratamientos térmicos realizados a baja temperatura en el intervalo [Ms-Bs] llevan a microestructuras con menor cantidad de austenita retenida y, consecuentemente, con mayor concentración de carbono. Por el contrario, los aceros tratados a alta temperatura tendrán un mayor porcentaje de austenita retenida y su concentración en carbono será menor. Además, ha sido reportado que a menores temperaturas se reduce también la fracción relativa de austenita blocky, es decir, la proporción de austenita retenida que corresponde a austenita con morfología de bloques también es menor a menores  $T_{BI}$ . Esto es muy importante, pues numerosos autores afirman que la austenita blocky es responsable de una baja tenacidad y por esta razón se debe evitar. Por último, como se mencionó en secciones previas, a menores temperaturas, la austenita a partir de la cual se forman las subunidades de ferrita bainítica es más resistente y, por lo tanto, las subunidades son más pequeñas. La **Tabla 2-2** muestra un resumen de los efectos de la  $T_{BI}$  sobre la microestructura resultante.

Tabla 2-2: Efectos de la temperatura de transformación en la microestructura resultante.

Baja temperatura	Alta temperatura
Menor cantidad de austenita retenida	Mayor cantidad de austenita retenida
Menor proporción de austenita blocky	Mayor proporción de austenita blocky
Mayor concentración de carbono en la austenita	Menor concentración de carbono en la austenita
Subunidades de ferrita más pequeñas	Subunidades de ferrita más grandes

A modo de ejemplo, la **Figura 2-19a, b y c** muestra el resultado de la caracterización microestructural sobre un acero de alto C y alto Si, aleado con Cr, Ni y Mo (Avishan, 2015), donde se observa la microestructura resultante de tratamientos térmicos a  $T_{BI}$  iguales a 200 °C, 250 °C y 300 °C respectivamente. Se observa que a menores  $T_{BI}$  se logran microestructuras más refinadas. A su vez, en la **Tabla 2-3** se listan los valores para distintas características microestructurales que ratifican los conceptos sobre la influencia de  $T_{BI}$ .

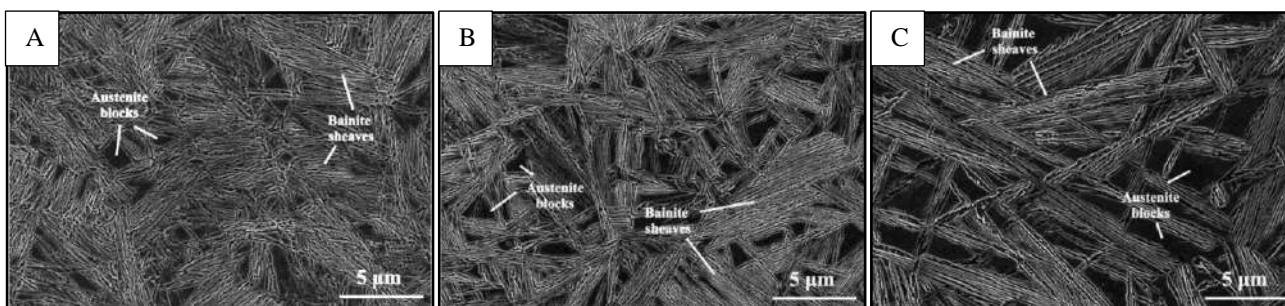


Fig. 2-19: Efecto de la temperatura sobre la microestructura de aceros bainíticos de alto silicio.  $T_{BI} = 200$  °C (A).  $T_{BI} = 250$  °C (B).  $T_{BI} = 300$  °C (A). (Avishan, 2015).

Tabla 2-3: Parámetros microestructurales de un acero tratado a diferentes  $T_{BI}$  (Avishan, 2015).

Temperatura	200 °C	250 °C	300 °C
Fracción de bainita (%)	67	63	56
Espesor de las subunidades [nm]	35	53	67
Fracción de austenita (%)	33	37	44
Proporción de austenita blocky (%)	70	75	79
Espesor de austenita film [nm]	30	42	45
Tamaño de austenita blocky [nm]	598	807	1126

## 2.5 INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA SOBRE LA TRANSFORMACIÓN BAINÍTICA

En principio, cualquier acero de bajo, medio o alto carbono con al menos 1.5 % de silicio en su composición química es apto para ser tratado térmicamente y obtener microestructuras bainíticas libres de carburos. Sin embargo, usualmente estos aceros son aleados con el objetivo de otorgarle al material determinadas características, que pueden estar relacionadas con mejorar propiedades mecánicas, aumentar la templabilidad y/o modificar aspectos cinéticos respecto de la transformación bainítica.

### 2.5.1 Influencia del carbono

Este elemento es el que más influye sobre las temperaturas  $M_s$  (inicio de transformación martensítica) y  $B_s$  (inicio de transformación bainítica). La **Figura 2-20** muestra la influencia del carbono sobre estas temperaturas para un acero aleado con silicio y manganeso (Bhadeshia, 2015). Teniendo en cuenta que la transformación bainítica se produce entre estas dos temperaturas (área sombreada en la imagen), el contenido de carbono del acero define en mayor medida las posibles temperaturas de austempering. El contenido de carbono para la obtención ABLC reportados en bibliografía es muy variable. Se han desarrollado microestructuras bainíticas libres de carburos con aceros de bajo, medio y alto carbono. La **Tabla 2-4** muestra algunos ejemplos.

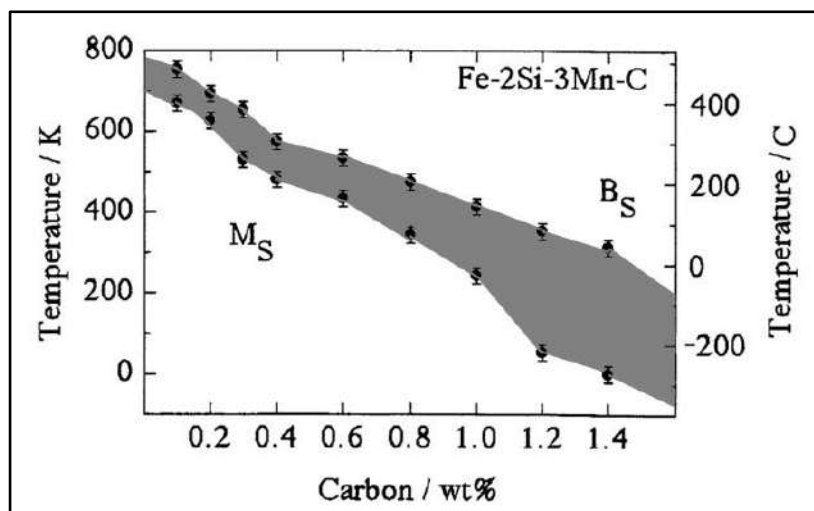


Fig. 2-20: Influencia del carbono en las temperaturas  $M_s$  y  $B_s$ . Adaptado de Bhadeshia (2015).

Tabla 2-4: Variedad del contenido de carbono de aceros bainíticos libres de carburos en bibliografía.

Contenido de carbono del acero	Temperatura de transformación	Referencia
0.1 %	360 – 460 °C	Chang, 2004
0.4 %	300 – 400 °C	Santofimia Navarro, 2006
0.9 %	200 – 300 °C	García-Mateo, 2012

El uso de bajos contenidos de carbono permite realizar tratamientos térmicos de austempering a alta temperatura ( $T_{BI} > 400$  °C), logrando obtener reacciones muy rápidas. Generalmente estos aceros desarrollan alta ductilidad y baja resistencia mecánica. Por otro lado, los aceros de alto carbono pueden ser austemperados a baja temperatura ( $T_{BI} < 300$  °C), logrando en general microestructuras de alta resistencia mecánica y baja ductilidad. Sin embargo, un adecuado diseño de la composición química y tratamiento térmico permite obtener aceros austemperados a baja temperatura con ultra alta resistencia mecánica y alta ductilidad. Por esta razón, la tendencia actual es utilizar aceros de alto carbono austemperados por debajo de 300 °C para obtener lo que se denomina Bainita Nanoestructurada (Caballero, 2012).

### 2.5.2 Influencia del Silicio y otros elementos de aleación

Entre los elementos de aleación el más importante es el silicio (cuyo efecto en la transformación bainítica se explicó en la sección 2.3.2), siendo necesario un contenido mayor a 1.5 % para suprimir la precipitación de carburos. Además, los ABLC son generalmente aleados con otros elementos, existiendo dos grupos bien diferenciados cuyos efectos se muestran en la **Figura 2-21** (Santofimia Navarro, 2006; Caballero, 2004):

- Los elementos del grupo del Mn (Mn, Cr, Ni, Mo, etc.) producen un retraso en las transformaciones reconstructivas y desplazativas, es decir, corren las curvas TTT hacia tiempos mayores. Esto significa un aumento en la templabilidad de los aceros, lo cual es una característica deseada e indispensable en el diseño de aceros, y tiempos más largos de transformación bainítica. A su vez, producen una microestructura final con mayor contenido de austenita retenida.
- Por otro lado, los elementos del grupo del Co (Co, Al) tienen un efecto totalmente opuesto: desplazan las curvas TTT hacia tiempos menores, acelerando las reacciones



en estado sólido, y producen un corrimiento de la curva  $T_0$  hacia la derecha, obteniendo microestructuras con mayor fracción de ferrita bainítica.

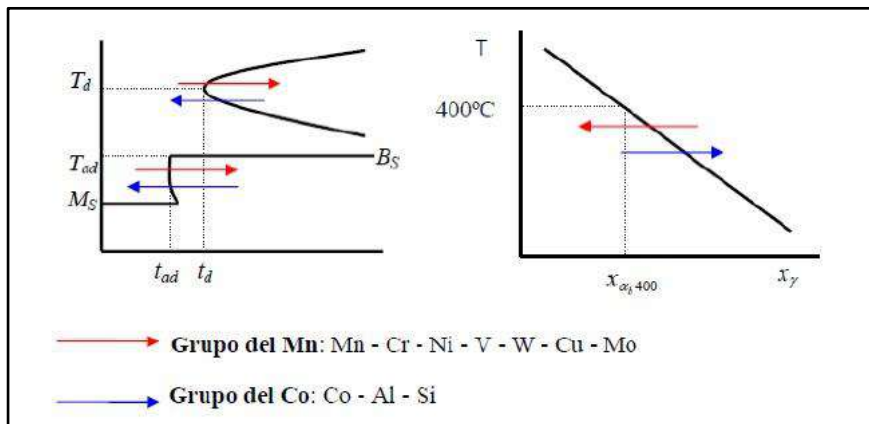


Fig. 2-21: Efecto de los elementos de aleación sobre la cinética de reacción y en el contenido de carbono de la austenita retenida.

## 2.6 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LOS ACEROS BAINÍTICOS LIBRES DE CARBUROS

Numerosos autores destacan que los ABLC son potencialmente capaces de combinar altos valores de ductilidad con elevada resistencia mecánica mediante la combinación de diferentes composiciones químicas y parámetros de tratamientos térmicos (Avishan, 2012; Codrick, 2014; Misra, 2012; Long, 2012; Sourmail, 2013; Putatunda, 2001, 2003, 2009; Sourmail, 2017; García-Mateo, 2005, 2012; Caballero, 2009; Xiang, 2006; Mandal, 2014). Esto se debe a la combinación de fases dúctiles en dominios muy pequeños: como se ha mencionado, estos aceros tienen un tamaño de grano aparente menor a  $1 \mu\text{m}$ , valor que es imposible de obtener en otro tipo de aceros.

La **Figura 2-22** muestra propiedades mecánicas de tracción e impacto reportadas en la bibliografía, para aceros bainíticos libres de carburos, tanto para aceros previamente laminados como para aceros colados.

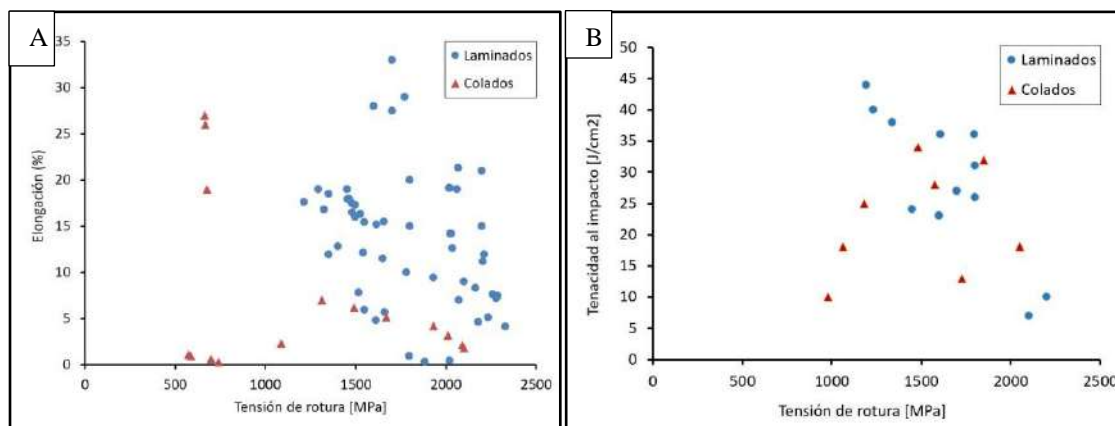


Fig. 2-22: Propiedades mecánicas de ABLC reportadas en bibliografía.

En primer lugar, cabe mencionar que este tipo de aceros permite obtener una amplia gama de propiedades mecánicas, con valores de tensión de rotura entre 600 y 2300 MPa, elongación de hasta 33 % y energía de impacto hasta 45 J/cm<sup>2</sup>. Por otro lado, en la **Figura 2-22a** se observan algunas combinaciones de resistencia y ductilidad sorprendentes, como la reportada por García-Mateo (2012), con una tensión de rotura de 2070 MPa y 21% de elongación. De los gráficos también se desprende que las propiedades mecánicas obtenidas sobre aceros colados son inferiores a las obtenidas para aceros laminados. Esto es esperable ya que las piezas coladas poseen una heterogeneidad en cuanto a composición química que atenta contra las propiedades mecánicas. Este tema será desarrollado más adelante.

La tenacidad a la fractura es otra de las características sobresalientes de los ABLC. Caballero (2012) destaca que el pequeño tamaño de grano efectivo junto a la ausencia de fases frágiles (como la cementita y la martensita) justifican el comportamiento de estos aceros frente a la fractura. Sin embargo, es imprescindible evitar la presencia de grandes bloques de austenita retenida, que tienden a transformarse a martensita cuando se aplica deformación. La **Figura 2-23** muestra valores de tenacidad a la fractura y resistencia mecánica de aceros bainíticos, aceros templados y revenidos (QT) y aceros Maraging. Lo más destacable es que la performance de los ABLC (en cuestión de tenacidad a la fractura y resistencia mecánica) se equipara con la de aceros los Maraging, que son significativamente más costosos (Caballero, 2012).

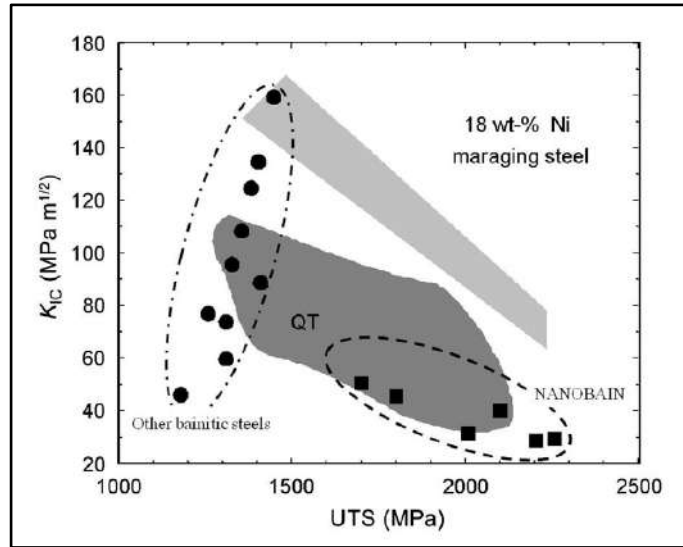


Fig. 2-23: Tenacidad a la fractura vs. resistencia mecánica de aceros bainíticos y otros aceros (Caballero, 2012).

En cuanto a la fatiga, hay un interesante desarrollo de ABLC para la fabricación de ejes (sufren tensiones alternas), haciendo que la resistencia a la fatiga sea muy importante. Las curvas S-N (tensión-número de ciclos) de un ABLC correspondiente a ensayos de tensión cíclicos se muestran en la **Figura 2-24** (Peet, 2011). De la figura se desprende que la resistencia a la fatiga ( $N = 10^7$ ) es  $\sigma_{MAX} = 855 \text{ MPa}$ , superior al límite de fatiga reportado para aceros comerciales y aceros maraging (Wang, 2017).

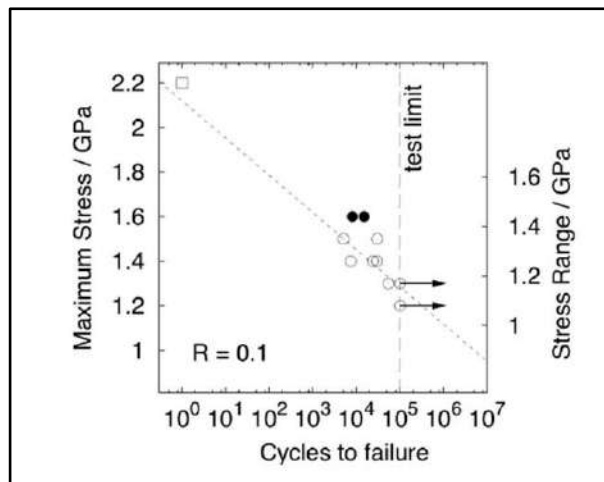


Fig. 2-24: Curvas S-N de un acero bainítico libre de carburos (Peet, 2011).

### 2.6.1 El rol de la austenita retenida en las propiedades mecánicas

Como se mencionó en secciones previas, los aceros bainíticos libres de carburos son potencialmente capaces de combinar ultra alta resistencia y alta ductilidad, sin embargo,

estos aceros no han logrado alcanzar las expectativas en muchas ocasiones. Gran parte de los estudios reportados en bibliografía han desarrollado aleaciones de ultra alta resistencia, aunque muchas de esas aleaciones no presentaron altos valores de ductilidad. La **Figura 2-25** muestra distintos valores reportados sobre aceros bainíticos libres de carburos (Avishan, 2012; Codrick, 2014; Misra, 2012; Long, 2012; Sourmail, 2013; Putatunda, 2009; Sourmail, 2017; García-Mateo, 2005). La **Figura 2-25a** muestra que existe una dependencia entre la tensión de rotura de los aceros y la temperatura de austempering. De esta manera, es posible diseñar un acero con una determinada tensión máxima de rotura seleccionando una  $T_{BI}$  adecuada.

Por otro lado, la ductilidad ha sido extensamente estudiada en los últimos años, arrojando conclusiones distintas con el paso de los años. En general se acepta que a mayor  $T_{BI}$  la ductilidad aumenta, como consecuencia de una mayor cantidad de austenita retenida. Este concepto podría ser aplicado a una aleación en particular: definiendo una composición química, generalmente se logran mayores valores de ductilidad utilizando temperaturas de austempering más altas, tal como muestra la **Figura 2-26** (De Moor & Speer, 2017). Sin embargo, existen aleaciones con más de 25 % de austenita en su microestructura que presentaron fractura frágil con valores de elongación menores al 2 %. Y, por el contrario, se han desarrollado aceros con 12 % de austenita y elongación de casi 20 %. Las **Figuras 2-26b** y **c** muestran que la ductilidad no tiene una clara dependencia de la temperatura de austempering ni de la cantidad de austenita retenida.

De acuerdo a Sourmail et. al. (2017), en un principio se creía que un valor óptimo de austenita retenida le otorgaba la mayor elongación a los ABLC, sin embargo, ahora se cree que la ductilidad depende de la estabilidad de la austenita retenida. Según Chiang et. al. (2011), la estabilidad de la austenita es la resistencia a su transformación por efecto de las deformaciones, tensiones y temperaturas, y depende de su composición química (especialmente su contenido de carbono), de su tamaño, de su morfología y de las propiedades de las fases que la rodean. En este sentido:

- La austenita con mayor contenido de aleantes es más estable.
- El carbono es el elemento de aleación que más afecta la estabilidad de la austenita.
- La austenita film es más estable que la austenita blocky.

- La austenita rodeada por bainita es más estable que aquella rodeada por ferrita de baja dureza.

Por su parte, los trabajos presentados por García-Mateo (2005, 2012) muestran que la ductilidad en los ABLC está asociada a la transformación de la austenita retenida en martensita por efecto de la deformación, lo que resulta en el efecto TRIP (*transformation induced plasticity*), y que permite a estos aceros lograr un aumento de ductilidad. Los autores han concluido que, para lograr aceros con alta ductilidad, es necesario que el efecto TRIP se desarrolle en un amplio rango de deformaciones. Para ello, es necesario una microestructura con distintas morfologías y tamaños de austenita retenida, lo cual da distintos niveles de estabilidad de la misma.

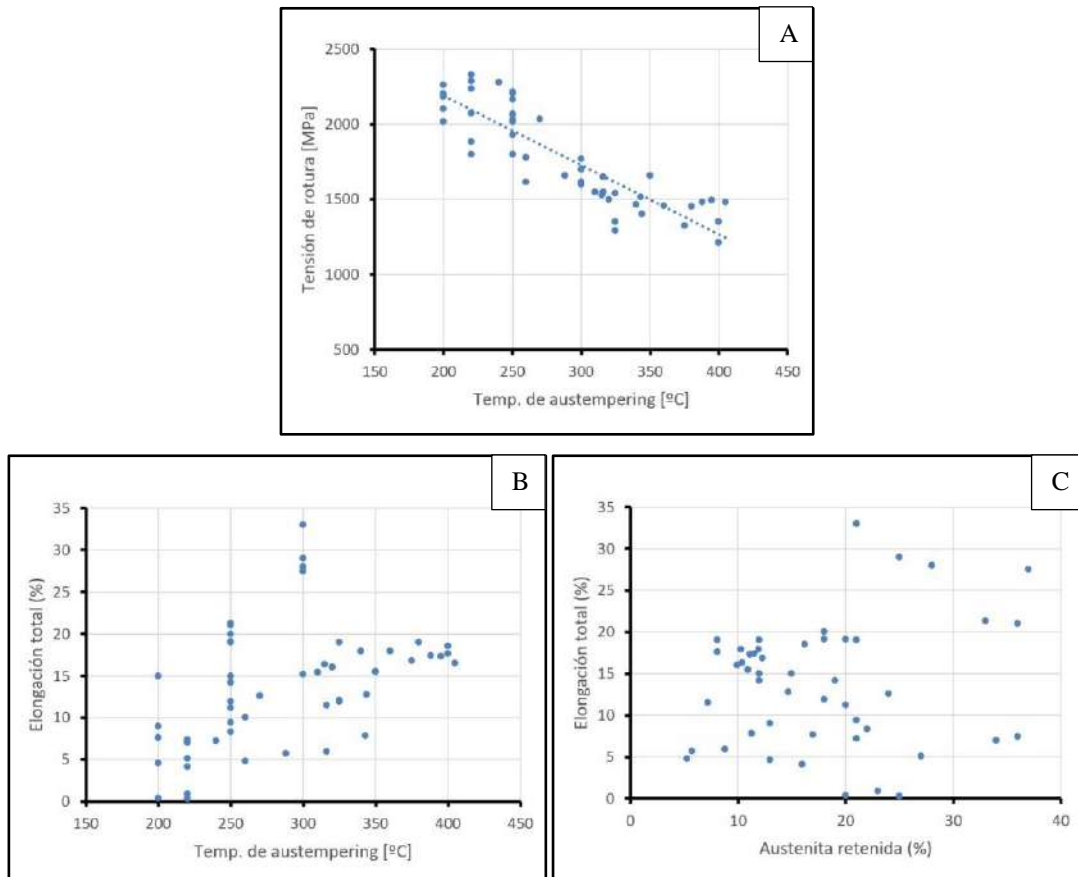


Fig. 2-25: Propiedades mecánicas de ABLC reportadas en bibliografía.

Tensión de rotura vs  $T_{BI}$  (A). Elongación vs  $T_{BI}$  (B). Elongación vs austenita retenida (C).

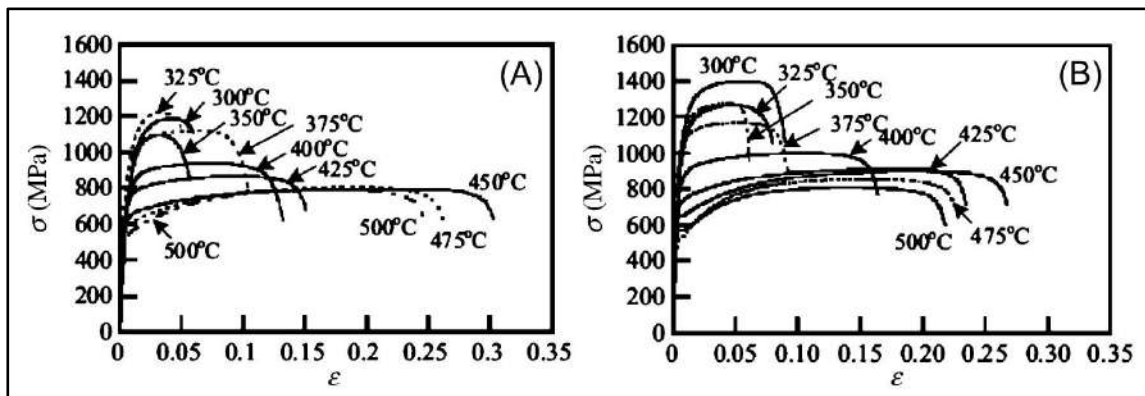


Fig. 2-26: Curvas de tensión – deformación para aceros: 0.2C-1.5Mn-1.5Si (A) y 0.2C-1.5Mn-1.5Si-0.048Nb (B) austemperados a distintas temperaturas (De Moor y Speer (2017)).

## 2.7 ACEROS COLADOS CON MICROESTRUCTURAS BAINÍTICAS LIBRES DE CARBUROS

La mayor parte de los desarrollos documentados sobre aceros de alta resistencia se han llevado adelante sobre aceros laminados, siendo aún muy escasa la información referida a las posibilidades de desarrollo de aleaciones y procesos adecuados para la fabricación de partes coladas. Esta constituye un área de vacancia importante, ya que existen numerosas partes que podrían fabricarse mediante el proceso de colado y ser luego tratadas térmicamente para alcanzar su máxima resistencia, como partes de minería, agroindustria, labranza de suelos, cosechadoras, etc. En las partes coladas, la homogeneidad química está fuertemente condicionada por el proceso de solidificación, que invariablemente involucra la microsegregación de los elementos de aleación. La literatura muestra que la microsegregación puede conducir a heterogeneidades microestructurales luego de los tratamientos térmicos que ocasionan una pérdida marcada de propiedades (Caballero, 2009). Por lo tanto, si se desea desarrollar piezas coladas de alta resistencia basadas en aleaciones del sistema Fe-C-Si debe estudiarse la influencia de la microsegregación, y eventualmente diseñar aleaciones y ciclos térmicos que conduzcan a propiedades aceptables. En cuanto a aceros colados bainíticos libres de carburos (ABLC), la cantidad de trabajos reportados en la literatura es escasa. Recientes estudios presentados por la División Metalurgia de INTEMA (DMI) han permitido avanzar en la temática. Se han investigado aspectos vinculados con la estructura de solidificación, microsegregación, cinética de transformación y propiedades mecánicas (Basso, 2013; Tenaglia et al, 2016; Tenaglia et al, 2018-a). Los resultados permitieron desarrollar y caracterizar aceros colados con diferentes composiciones químicas y diversas variables de proceso. Sin embargo, se

verifica una ausencia de resultados en términos de una completa caracterización mecánica sobre diferentes variables microestructurales. La mayor parte de las propiedades están dadas en términos de dureza y propiedades en tracción, y se han encontrado escasa información referida a la relación entre los rasgos microestructurales y la tenacidad al impacto o la tenacidad a la fractura ( $K_{1C}$ ).

## **2.8 CONCLUSIONES DEL CAPÍTULO**

De acuerdo con la revisión bibliográfica realizada, los ABLC son actualmente uno de los aceros más atractivos para las industrias automotriz, minera, petrolera y otras, que requieran componentes confiables, aun cuando son sometidos a alta carga. Esto, combinado además con un bajo costo relativo de producción, han motivado la realización de numerosos estudios, razón por la cual es posible encontrar una amplia bibliografía para este material y sus variantes como: TRIP, nanobainita, e incluso fundiciones de hierro nodular austemperadas ADI. En los últimos 15 años ha habido un importante avance en la caracterización de este tipo de aceros, impulsados fundamentalmente por el Prof. Harry Bhadeshia (Universidad de Cambridge) y por la Dra. Francisca Caballero (CENIM, Madrid). Estos grupos han podido realizar una completa caracterización de las transformaciones y microestructuras relacionadas a la bainita libre de carburos. Además, han logrado optimizar composiciones químicas y tratamientos térmicos que han permitido obtener propiedades mecánicas realmente sorprendentes. Sin embargo, es importante destacar que estos estudios fueron realizados sobre aceros homogeneizados y forjados o laminados.

En cuanto a aceros colados bainíticos libres de carburos, la cantidad de trabajos es escasa, razón por la cual se cree que es un tema que puede y debe ser abordado, principalmente si se desea incluir a estas microestructuras en el mercado de piezas coladas. La revisión bibliográfica ha permitido concluir que es necesario evaluar cómo la estructura de solidificación, la microsegregación y otros defectos presentes en piezas coladas afectan los parámetros de tratamientos térmicos, las microestructuras obtenidas y las propiedades mecánicas finales de este tipo de aceros. Con el desarrollo del presente trabajo final, se pretende avanzar hacia en el entendimiento de las variables químicas y parámetros de tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas resultantes, haciendo principal hincapié en propiedades de impacto y tenacidad a la fractura.

## **CAPÍTULO III**

# **DESARROLLO DE MICROESTRUCTURAS BAINÍTICAS LIBRES DE CARBUROS**

---

### **3.1 INTRODUCCIÓN**

En este capítulo, se presentan las actividades experimentales involucradas en el desarrollo y caracterización de las microestructuras bainíticas libres de carburos sobre los aceros colados de alto silicio utilizados. El desarrollo de las microestructuras se realiza mediante tratamientos térmicos, para lo cual previamente se requiere seleccionar diferentes parámetros de proceso, particularmente temperatura y tiempo de austemperado. La caracterización microestructural se realiza considerando la observación metalográfica de las probetas resultantes de los tratamientos térmicos, en términos de fases presentes y variables morfológicas de las mismas. En ambos casos, tanto para el diseño de los tratamientos térmicos como para la caracterización microestructural se utilizaron como base experimental resultados obtenidos previamente.

Finalmente, las conclusiones parciales se enuncian considerando la influencia de las variables seleccionadas para el tratamiento térmico y la composición química sobre la microestructura resultante.

### **3.2 MATERIAL DE PARTIDA**

En este apartado se hace una breve descripción del material utilizado en este proyecto final, que fue diseñado, producido y analizado en el marco de una tesis doctoral en la DMI (Tenaglia N., 2019). Las características más relevantes de los aceros en términos de sus composiciones químicas serán desarrolladas brevemente con el fin de describir el material que se utilizará en este proyecto final.

#### **3.2.1 Diseño de las aleaciones**

El material de partida utilizado en el presente trabajo fue diseñado y obtenido previamente en la DMI (Tenaglia N., 2019). De todo el material disponible, se utilizaron aquellas coladas cuyos resultados previos resultaron prometedores en términos de factibilidad de tratamiento térmico y propiedades mecánicas a la tracción. Las composiciones químicas de



las coladas utilizadas y la identificación adoptada para este trabajo se presentan en la **Tabla 3-1**.

Tabla 3-1. Composición química de los aceros colados utilizados en el presente trabajo.

<b>Id Acero</b>	<b>%C</b>	<b>%Si</b>	<b>%Mn</b>	<b>%Cr</b>	<b>%Ni</b>	<b>%Mo</b>	<b>%Al</b>	<b>%Co</b>
<b>A-I</b>	0.4	2.06	0.59	0.52	0.49	0.53		
<b>A-II</b>	0.43	2.06	0.58	0.59	0.56	0.53	0.61	0.21
<b>A-III</b>	0.71	2.01	0.58					
<b>A-IV</b>	0.71	2.14	0.57	0.53				
<b>A-V</b>	0.8	2.01	0.93	1.01				

Resulta interesante destacar que los aceros A-I y A-II son aceros de medio carbono (0.4-0.43%C), mientras que los aceros A-III, A-IV y A-V, corresponden a aceros de alto carbono (0.7 – 0.8%C). A su vez, todos los aceros utilizados tienen un alto contenido de silicio ( $\approx 2\%$ ) para promover la generación de microestructuras sin carburos y cuentan con diferentes tenores y elementos de aleación. En lo que respecta a los aceros de medio carbono, el acero A-I aparte de manganeso y cromo, presenta pequeñas cantidades de níquel y molibdeno, con el objetivo de lograr una gran templabilidad y, en consecuencia, producir un acero apto para la fabricación de grandes piezas (Tenaglia et al., 2018-a). El acero A-II es similar al acero A-I, sin embargo y debido a que el acero A-I tiene una considerable concentración de elementos de aleación y se espera una cinética de reacción más lenta, el acero A-II presenta agregados de aluminio y cobalto en pequeñas proporciones. Estos elementos son comúnmente utilizados para acelerar las reacciones bainíticas a baja temperatura (García Mateo et al., 2003).

En lo que respecta a los aceros de alto carbono, se utilizaron menores elementos de aleación que los aceros de medio carbono, bajo la premisa de disminuir los costos de producción y teniendo en cuenta que el alto contenido de carbono aporta mucha templabilidad a los aceros. En consecuencia, tanto los aceros A-III, A-IV como A-V no tienen en su composición química níquel, molibdeno ni cobalto. A su vez, la falta del agregado de aluminio se justifica para evitar las inclusiones de tipo alúmina en el acero (Caballero et al., 2001-a), las cuales son perjudiciales para las propiedades mecánicas. El agregado de pequeños tenores de cromo a los aceros A-IV y A-V tiene la finalidad de

incrementarles su templabilidad y lograr una mayor proporción de austenita retenida en las microestructuras bainíticas.

### 3.2.2 Obtención del material

La totalidad del material utilizado para el desarrollo de este trabajo final se obtuvo en la empresa Microwen (San Miguel - Provincia de Buenos Aires), por medio de la técnica de fusión y colada. La unidad de fusión utilizada corresponde a un horno de inducción marca Inductotherm de 90 kg de capacidad (**Figura 3-1a**). La colada del metal líquido se llevó a cabo en moldes de arena ligados con resina. Se colaron bloques U (Keel Block) de 1 ¼” de espesor de su longitud calibrada. Este tipo de geometría se encuentra estandarizada y detallada en la norma ASTM A781 y es comúnmente utilizada para evaluar los requerimientos mecánicos de piezas coladas de acero. Sus dimensiones se muestran en la **Figura 3-1b**. Los dos prismas inferiores de los bloques (denominados “longitud calibrada” o “test coupon”) son las porciones de material utilizable, mientras que la parte superior funciona como mazarota (zona ideada para concentrar defectos del proceso de colada), por lo tanto, se desecha.

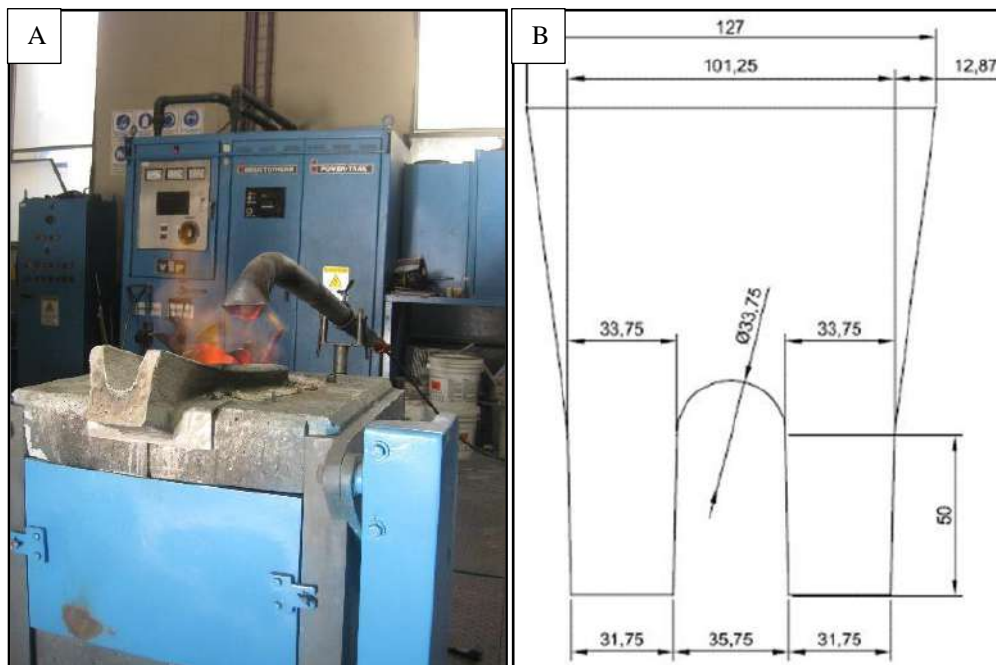


Fig. 3-1: Obtención del material de partida. (A) Horno de inducción utilizado para el proceso de fusión de los distintos aceros, (B) croquis del bloque U.

### **3.3 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL**

#### **3.3.1 Seccionamiento de bloques y preparación de probetas**

Los bloques U se seccionaron, en una primera instancia, con el fin de separar la longitud calibrada de la mazarota. Posteriormente, el material para la fabricación de las probetas para los ensayos de tenacidad se obtuvo de las secciones 1 y 2 del bloque U tal como se observa en la **Figura 3-2a**, mientras que el material para las probetas testigos de los tratamientos térmicos se obtuvieron a partir de la sección 3. Tanto el seccionamiento de los bloques U, como el del material para la fabricación de las probetas se realizó en una sierra sin fin perteneciente a la DMI (**Figura 3-2b**). Para la mayoría de los aceros, los cortes del bloque U se realizaron en estado as-cast, exceptuando los aceros A-I y A-II, en los cuales se realizó un recocido total previo con el fin de disminuir la dureza del material, evitando así un desgaste prematuro de la herramienta de corte.

Una vez obtenidos todos los cortes necesarios, se procedió a realizar el mecanizado de las secciones con el fin de obtener probetas cuya geometría tuvieran dimensiones cercanas a las finales, de acuerdo con los requerimientos dimensionales de las normas correspondientes a cada ensayo mecánico desarrollado el capítulo 4. Luego, las probetas se agruparon de acuerdo con el tipo de acero y la temperatura a la que se realiza el tratamiento térmico de austemperado, resultando:

- 3 probetas para ensayo de impacto Charpy conforme a la norma ASTM E23-02.
- 3 probetas para ensayo de fractoténacidad SEN B conforme a la norma ASTM E399.
- 1 pieza testigo de aproximadamente 12x12x10 mm, utilizada para verificar la correcta ejecución del tratamiento térmico.

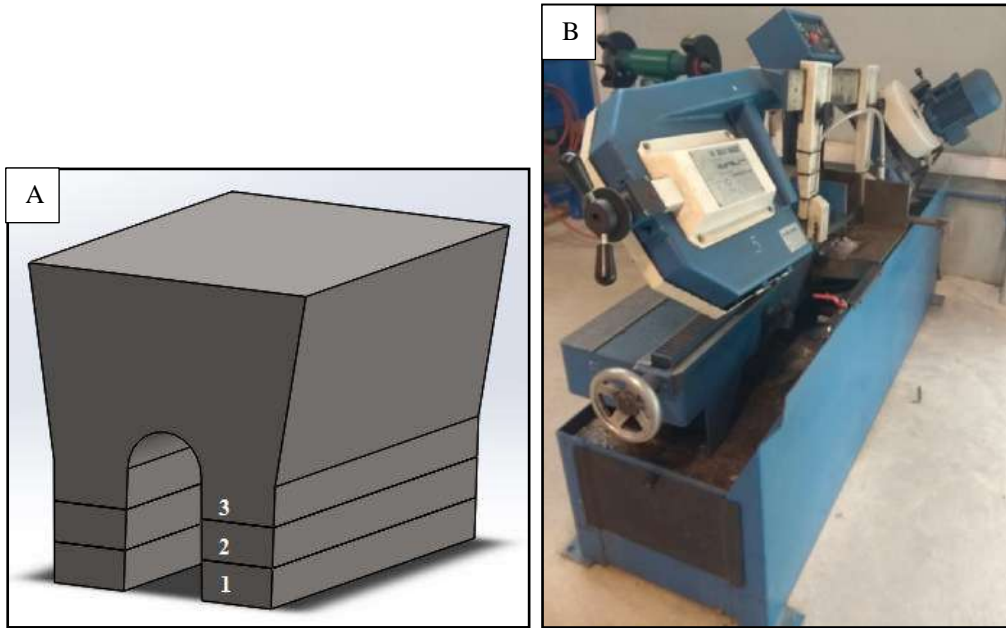


Fig. 3-2: Seccionamiento del bloque U para la obtención de probeta. (A) Representación esquemática de las zonas 1, 2 y 3 de la longitud calibrada, (B) Sierra sin fin utilizada.

### **3.3.2 Diseño y ejecución de tratamientos térmicos**

#### **3.3.2.1 Diseño de los tratamientos térmicos**

Como se describió en la revisión, el diseño de los tratamientos térmicos para cada uno de los aceros requiere del conocimiento de las temperaturas de inicio tanto de la transformación bainítica ( $B_s$ ) como de la transformación martensítica ( $M_s$ ), fundamentalmente para evitar la formación de fases indeseadas. En el trabajo presentado por Tenaglia (2019), tanto  $B_s$  como  $M_s$  fueron calculadas mediante el uso de un software para el modelado cinético y termodinámico de las transformaciones de fases en estado sólido en aceros MAP\_STEEL\_MUCG83. Posteriormente, se seleccionaron temperaturas de austemperado y se evaluaron las propiedades mecánicas para las diversas combinaciones entre composición química y tratamiento térmico. Las propiedades mecánicas resultantes de tratamientos térmicos de austemperado a baja temperatura ( $<300^\circ\text{C}$ ) mostraron que los valores de resistencia fueron los esperados, pero a coste de una muy baja capacidad de deformación o ductilidad, y por ende una baja tenacidad. Teniendo en cuenta estos resultados, para el presente trabajo se decidió seleccionar temperaturas de austemperado mayores, bajo la hipótesis de sacrificar en parte la resistencia mecánica para ganar ductilidad y tenacidad, tanto en impacto como a la fractura, y los mismos tiempos de austemperado.

### 3.3.3 Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos para obtener microestructuras bainíticas a partir de los aceros colados se realizaron en la planta piloto de la DMI. El ciclo de austenizado se realizó en una mufla eléctrica (**Figura 3-3a**), mientras que para el austemperado se utilizó un horno de sales fundidas de 400 kg de capacidad, compuesto por nitrito de sodio y nitrato de potasio en partes iguales (**Figura 3-3b**). Por último, el acero se enfrió en aire hasta temperatura ambiente.



Fig. 3-3: Hornos utilizados para desarrollar los ciclos de tratamientos térmicos. (A) Mufla eléctrica utilizada para la etapa de austenizado, (B) horno de sales utilizado para la etapa de austemperado.

Previo a la etapa de austenización, las probetas se colocaron dentro de un paquete de malla de alambre con el fin de facilitar la manipulación de cada grupo (**Figura 3-4a**). Para asegurar una temperatura homogénea de todas las piezas de cada paquete, las muestras se ubicaron con una separación mínima de 1mm entre sí, la cual se logró con pequeñas piezas de alambre. A su vez, el paquete de probetas se ubicó dentro de una caja metálica y se tapó completamente con una mezcla sólida de carbonilla (**Figura 3-4b**) con el fin de equilibrar el potencial químico entre la superficie de la probeta y la atmósfera que la rodea y, en consecuencia, minimizar la oxidación y la posibilidad de carburación superficial en las piezas durante el tratamiento. Vale la pena remarcar que este procedimiento se realiza por no contar con un horno de atmósfera controlada, el cuál generaría un barrido de la

cámara de calentamiento mediante un gas inerte, evitando así la presencia de oxígeno durante la permanencia de las muestras en la mufla eléctrica (etapa de austenizado).

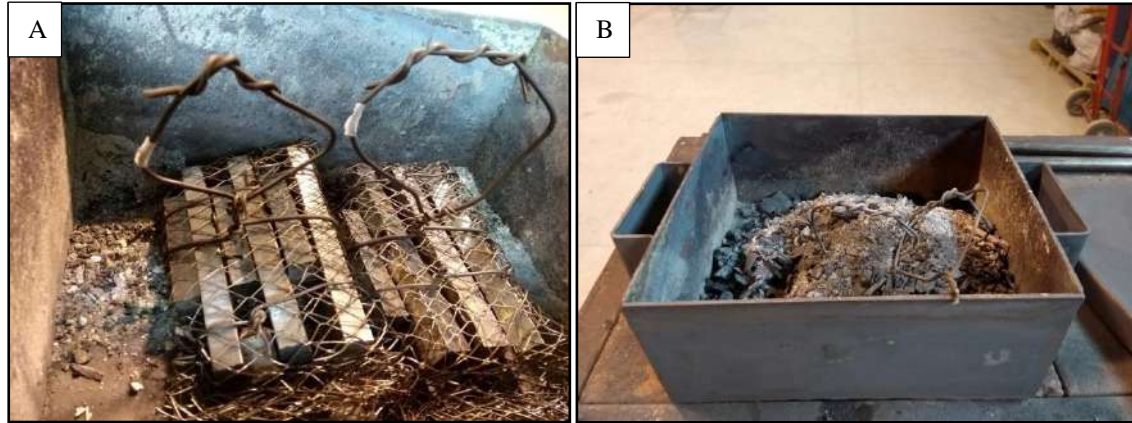


Fig. 3-4: (A)Paquete de probetas armados para ser tratados térmicamente, (B) caja para tratar térmicamente las probetas.

### **3.3.4 Verificación de los TT mediante testigos**

#### **3.3.4.1 Seccionamiento y manipulación**

En primer lugar, las probetas testigos que resultaron de los diversos tratamientos térmicos que se desarrollaron en cada acero, se seccionaron a la mitad de su longitud mediante el uso de una sierra metalográfica abrasiva, la cual utiliza un fluido refrigerante con el fin de evitar el calentamiento excesivo y la consecuente modificación de la microestructura. Posteriormente, y con el fin de simplificar los procesos de desbaste y pulido, las piezas se incluyeron en baquelita, para lo cual se utilizó una incluidora metalográfica marca Buehler (**Figura 3-5a**). A modo de ejemplo, en la **Figura 3-5b** se observa una imagen de una de las piezas testigo incluida en baquelita.

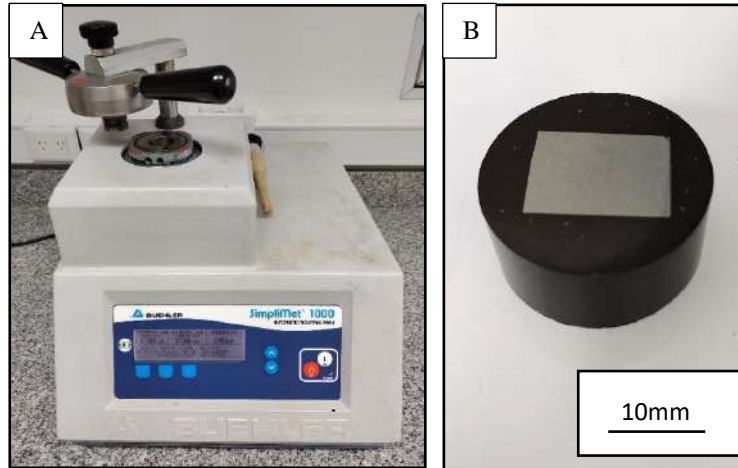


Fig. 3-5: (A) Includora metalográfica marca Buehler, (B) pieza testigo incluida en baquelita.

### 3.3.4.2 Proceso de pulido de testigos

En primer lugar, se realizó un pulido inicial o desbaste con lijas al agua de distintas granulometrías. El mismo consta de lijar la muestra previamente humedecida hasta lograr un rayado direccional. Luego se repitió el mismo proceso de manera perpendicular utilizando una lija de menor granulometría. En este proyecto final, se utilizaron lijas con granulometría 80, 120, 240, 400, 600 y 1000. Posteriormente, se realizó un pulido metalográfico utilizando una pulidora marca Prazis, la cual trabaja empleando un paño giratorio y una suspensión fina de partículas de óxido de aluminio de granulometría  $0,3 \mu\text{m}$  (conocido como alúmina) en agua, con el principal objetivo de pulir la superficie de la muestra hasta lograr eliminar las rayas producidas en el proceso de desbaste, resultando en un pulido denominado “pulido a espejo”. La estación de pulido manual y la pulidora metalográfica utilizadas se observan en la **Figura 3-6a** y **Figura 3-6b** respectivamente.

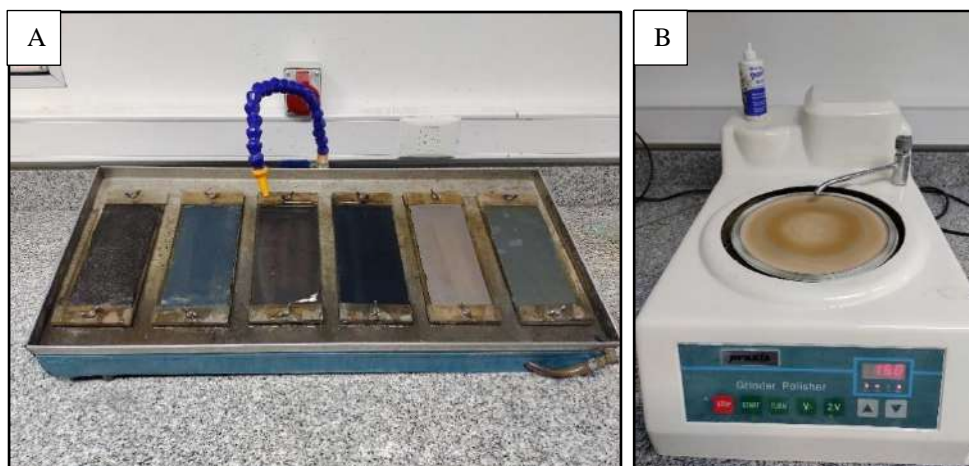


Fig. 3-6: Desbaste y pulido metalográfico. (A) Estación de pulido manual, (B) pulidora metalográfica.

### 3.3.4.3 Ataque químico

Una vez pulida a espejo la muestra, la misma se lavó con agua para quitar los restos de material del pulido y luego se secó con alcohol isopropílico y una corriente de aire caliente. Una vez seca la muestra, la misma se atacó por un tiempo de entre 3 a 5 segundos con una solución de alcohol y ácido nítrico al 2% (Nital al 2%), típicamente utilizada para revelar la microestructura de aleaciones ferrosas. A continuación, la pieza se enjuagó con agua rápidamente para evitar que el reactivo siga actuando. Por último, se limpió la superficie de la muestra con alcohol y se secó nuevamente para su observación metalográfica.

### 3.3.4.4 Verificación y caracterización microestructural

La verificación de los testigos de los tratamientos térmicos se realizó mediante observaciones metalográficas por medio de microscopía óptica usando un microscopio Leica DMI3000 M. El procesamiento de las imágenes se realizó mediante el software de procesamiento digital de imágenes Image Pro-Plus®. El objetivo de la observación metalográfica fue determinar si la microestructura resultante del tratamiento térmico efectuado era la que se buscaba, es decir, si la misma contenía placas de ferrita bainítica y austenita retenida, sin la presencia de fases o constituyentes no deseados.

Para realizar la caracterización microestructural, se utilizaron dos fuentes de información diferentes. En primer lugar, se utilizaron las metalografías ópticas resultantes de la observación microestructural en el microscopio Leica DMI3000 M y un postprocesamiento digital de las mismas mediante el software Image Pro-Plus®. A su vez, se realizó una caracterización por medio de la técnica de difracción de rayos X (XRD) para evaluar el contenido de austenita retenida en cada condición. Los análisis de XRD se llevaron a cabo en un Panalytical X'pert Pro operado a 40 kV y 40 mA y usando un ánodo de cobre ( $k\alpha = 1.542 \text{ \AA}$ ) y un monocromador de grafito para filtrar la radiación  $k\beta$ . Cada muestra se escaneó por pasos en el rango de  $2\theta = [38-86^\circ]$ . La fracción de austenita retenida se calculó mediante el refinamiento por Rietveld de los patrones de difracción, a partir de las intensidades integradas de los picos de austenita (200), (220) y (311), y los de los planos de ferrita (002), (112) y (022), de acuerdo con la norma ASTM E975. Para esto, se utilizó el software libre PowderCell 2.4. El error típico asociado con la determinación de la fracción de fase en el análisis XRD estándar se considera del 5%. Vale la pena señalar que la fracción de volumen de austenita retenida medida por XRD corresponde a su contenido promedio en el volumen analizado, es decir, incluye tanto la austenita film como blocky.



En segundo lugar, se utilizaron datos experimentales obtenidos en trabajos previos para los mismos ciclos de tratamientos térmicos sobre los mismos aceros. Particularmente se utilizaron los datos de la medición del ancho de placas de ferrita bainítica, otro parámetro identificado como relevante a la hora de caracterizar estas microestructuras. La medición del ancho de las placas de ferrita bainítica se realizó a través de fotos obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) a altos aumentos (16000x o más). El espesor de las placas de bainita ( $t_B$ ) se midió mediante la intersección lineal media en una dirección normal al eje principal de las placas y se corrigió mediante la corrección estereológica propuesta por Bhadeshia:  $L = \pi * t_B / 2$  (Bhadeshia et al, 1994).

### 3.4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.4.1 Tratamientos térmicos

En la **Tabla 3-2** se listan las temperaturas  $B_s$ ,  $M_s$  calculadas por Tenaglia, (2019) junto con las temperaturas y tiempos de austemperado utilizados para los tratamientos térmicos desarrollados. En todos los casos, las muestras fueron previamente austenizadas a 920°C durante 1 hora, con el fin de partir desde una microestructura completamente austenítica previo al austemperado. Los ciclos térmicos aplicados a cada acero colado se esquematizan en la **Figura 3-7**.

Tabla 3-2: Temperaturas y tiempos de austemperado de cada acero utilizado en el presente trabajo y las temperaturas  $B_s$  y  $M_s$  calculadas para cada acero en Tenaglia, (2019).

Acero	Temperatura Austemperado [°C]	Tiempo Austemperado [hs]	$M_s$ [°C]	$B_s$ [°C]
A-I	330	1.5	280	503
	350	1		
A-II	330	1.5	285	519
	350	1		
A-III	300	3	233	414
	350	2		
A-IV	300	3	221	401
	350	2		
A-V	280	6	150	339
	330	3		

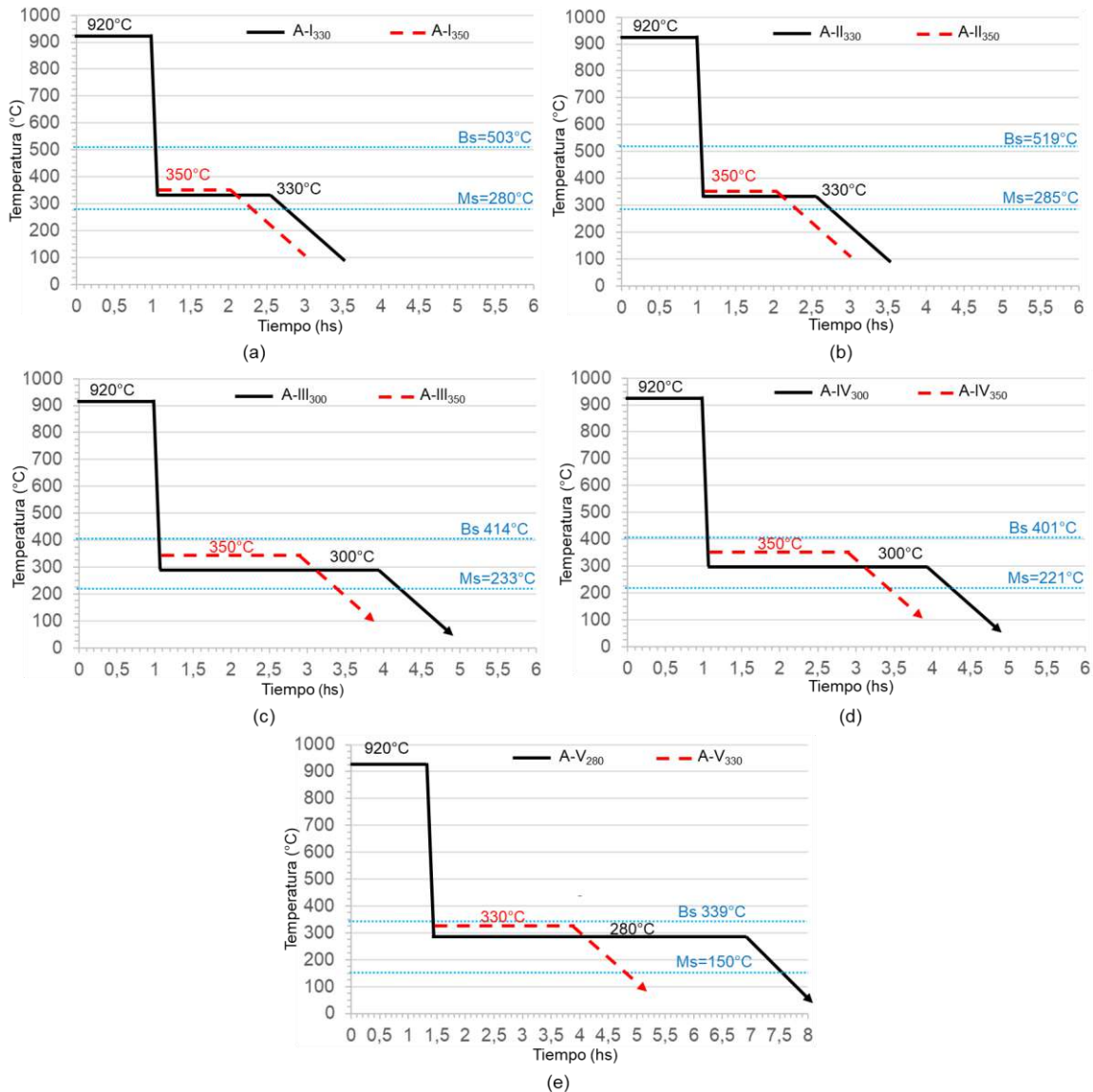


Fig. 3-7: Ciclos de tratamientos térmicos realizados sobre los diferentes aceros colados. (A) A-I, (B) A-II, (C) A-III, (D) A-IV, (E) A-V.

### 3.4.2 Caracterización microestructural.

#### 3.4.2.1 Microscopía óptica

Las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos realizados sobre cada uno de los aceros colados evaluados se presentan en las **Figura 3-8**, **Figura 3-9**, **Figura 3-10**, **Figura 3-11** y **Figura 3-12**. En general, de la observación a menores aumentos (200X) se observa una distribución de fases heterogénea, la cual se relaciona con la heterogeneidad en la distribución de los elementos de aleación durante la solidificación de estos aceros (microsegregación). Dicha heterogeneidad química, genera diferentes avances de la transformación bainítica y, en consecuencia, justifica la heterogeneidad microestructural observada, dificultando notablemente la posibilidad de llevar a cabo una comparación

microestructural cualitativa. Sin embargo, de la observación metalográfica se puede evidenciar que los aceros austemperados a menores temperaturas de transformación presentan una microestructura más refinada y con mayor proporción de ferrita bainítica.

Esto se debe a que, en primer lugar, una menor temperatura de transformación da lugar a una austenita previa (o austenita madre) más resistente, por lo tanto, las placas de ferrita bainítica que se forman a partir de ella presentan un menor espesor. Esto ocurre porque la ferrita bainítica tiene un mayor volumen específico que la austenita, debido al cambio de estructura cristalina fcc (cúbica centrada en las caras - austenita) a bcc (cúbica centrada en el cuerpo – ferrita). En consecuencia, la ferrita bainítica ocupa más lugar que la austenita y, para crecer, la bainita necesita deformar la austenita circundante. Por esta razón, una austenita previa más resistente, provoca placas de ferrita más delgadas (Bhadeshia, 2015).

Por otro lado, según el concepto de línea  $T_0$  y las características de la misma, a menores temperaturas de austemperado se forma una mayor cantidad de ferrita bainítica. Esto se debe a que, bajo estas circunstancias, la austenita aún con un mayor enriquecimiento en carbono tiene fuerza impulsora para transformar a ferrita bainítica, lo que da lugar a la formación de un mayor número de plumines de bainita (conformado por placas de ferrita y austenita film) si se compara con una mayor temperatura de austemperado. Una mayor proporción de plumines de bainita se traduce no sólo en una menor cantidad de bloques de austenita residual, sino también en bloques de menor tamaño. Por esta razón, a menores temperaturas de austemperado, se observan microestructuras más refinadas, tanto para la ferrita bainítica como para la austenita retenida. (Bhadeshia et al, 1994).

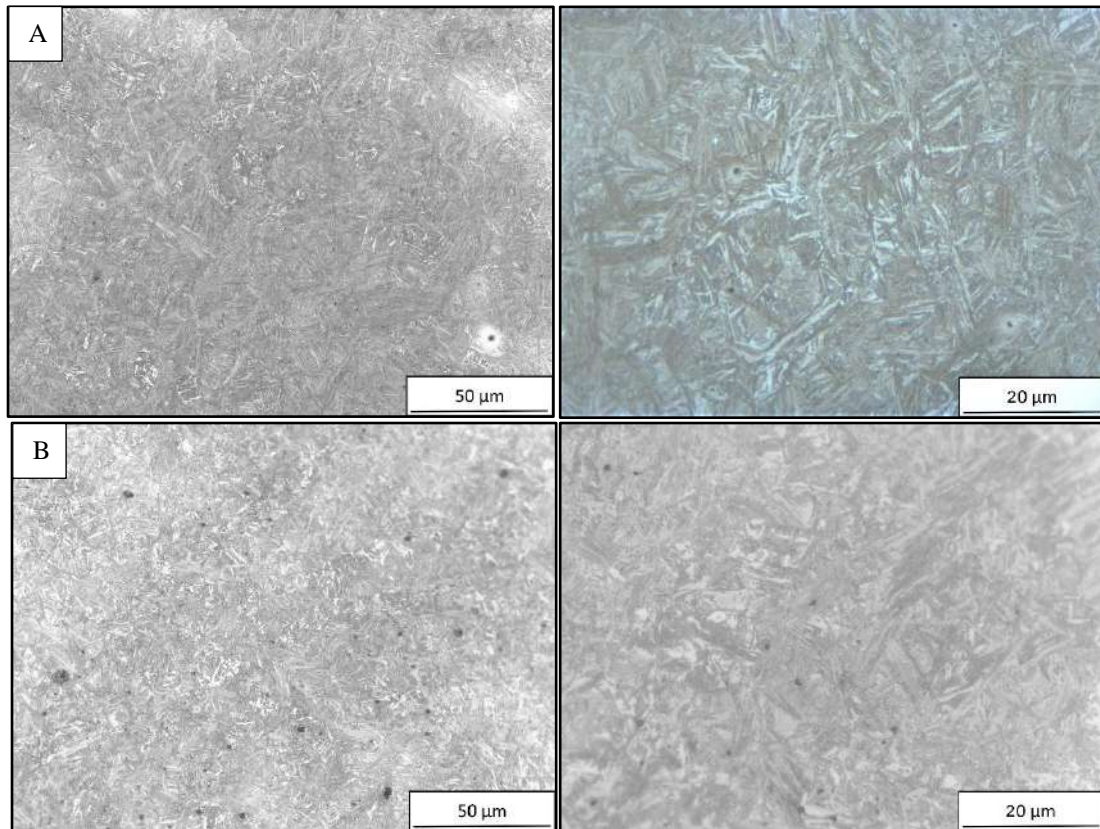


Fig. 3-8: Metalografía óptica a 200X a la izquierda y 500X a la derecha. (A) A-I<sub>330</sub> (B) A-I<sub>350</sub>

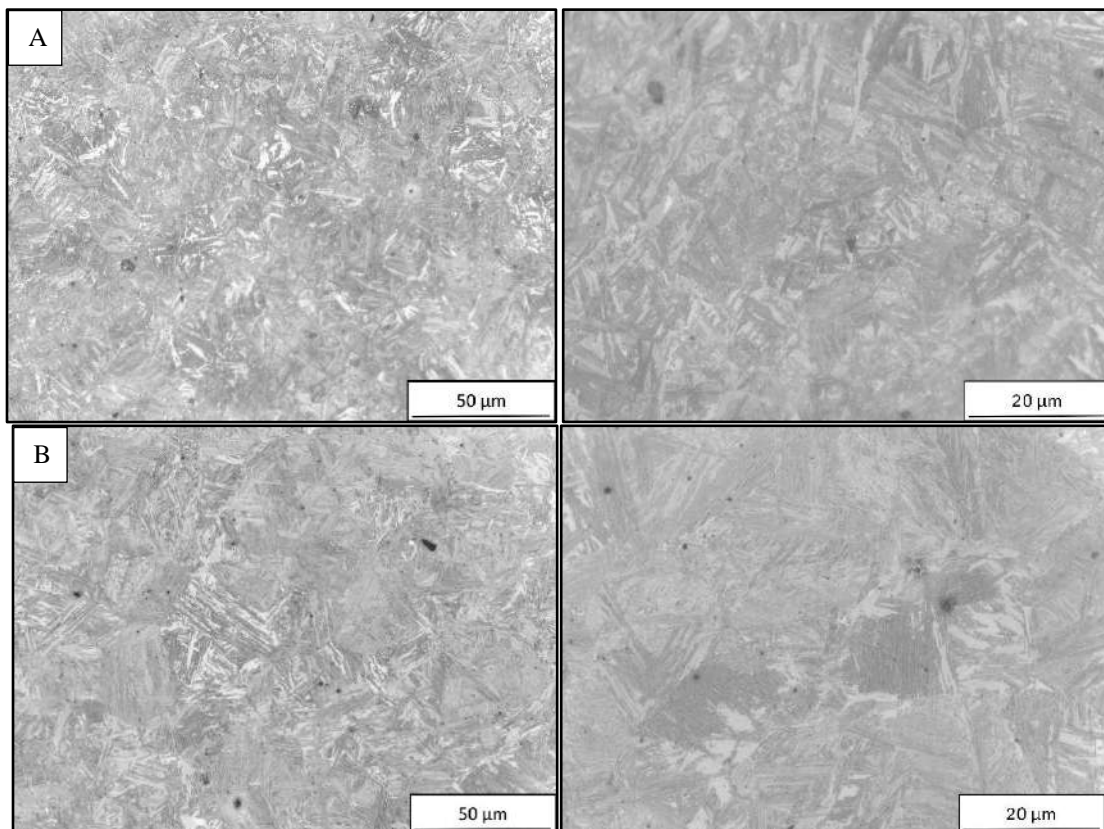


Fig. 3-9: Metalografía óptica a 200X a la izquierda y 500X a la derecha. (a) A-II<sub>330</sub> (b) A-II<sub>350</sub>

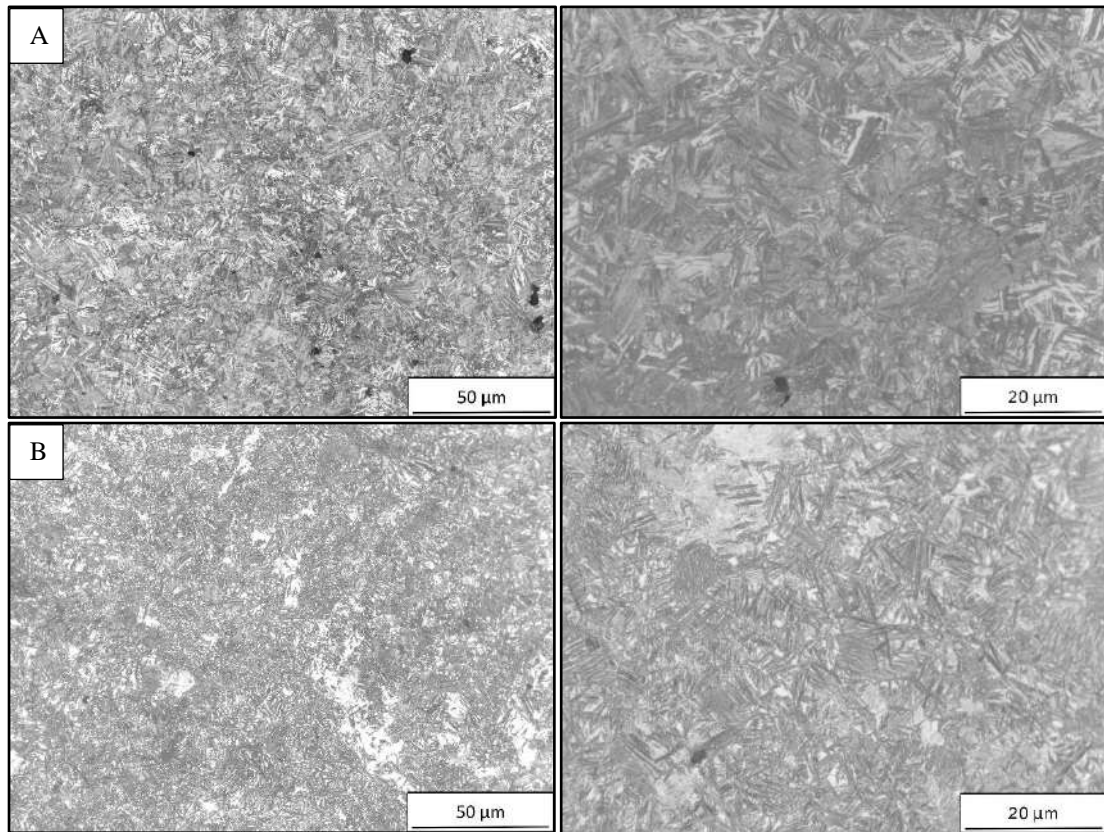


Fig. 3-10: Metalografía óptica a 200X a la izquierda y 500X a la derecha. (a) A-III<sub>300</sub> (b) A-III<sub>350</sub>

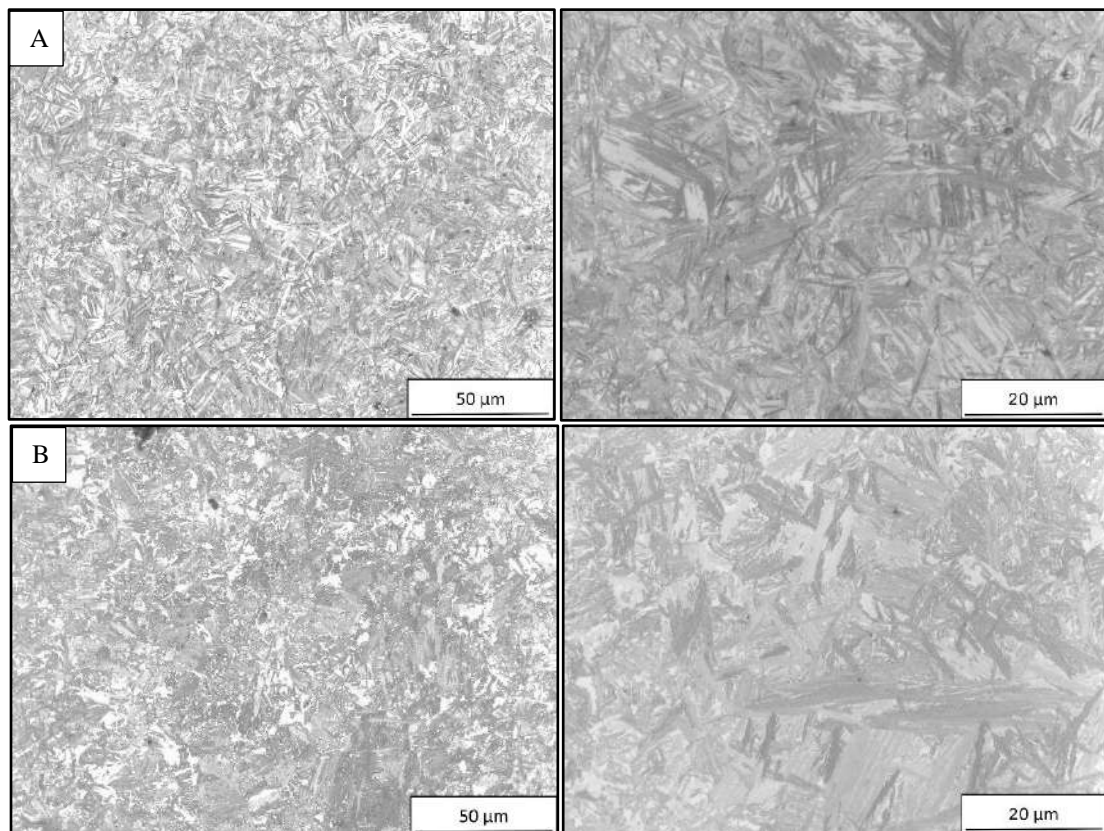


Fig. 3-11: Metalografía óptica a 200X a la izquierda y 500X a la derecha. (a) A-IV<sub>300</sub> (b) A-IV<sub>350</sub>

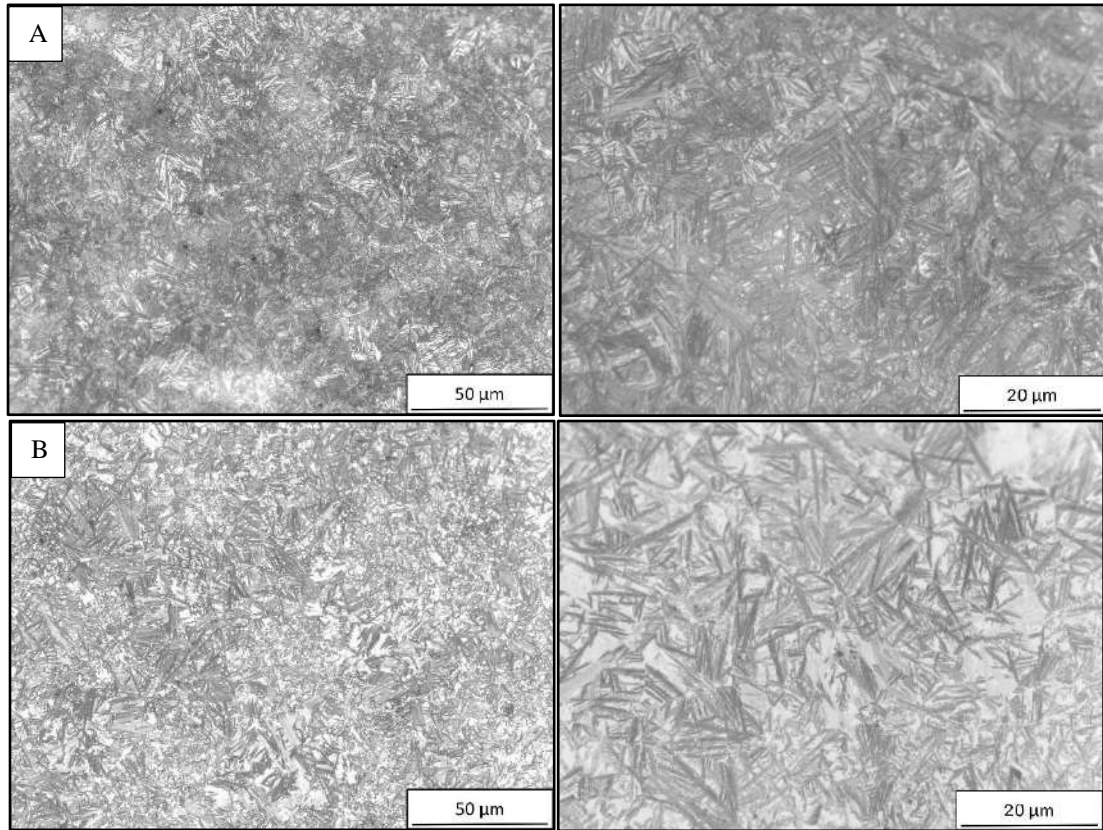


Fig. 3-12: Metalografía óptica a 200X a la izquierda y 500X a la derecha. (a) A-V280 (b) A-V<sub>330</sub>

De la observación de las microestructuras mediante microscopía óptica a mayores aumentos (500X), se concluye que se han podido obtener las microestructuras deseadas para todas las combinaciones de composición química y temperatura de austemperado, obteniendo en todas ellas plumines de bainita y bloques de austenita retenida. Cabe aclarar aquí que mediante esta técnica es prácticamente imposible afirmar si ha habido formación de martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente luego del austemperado. Esta característica microestructural será discutida en la siguiente sección.

#### 3.4.2.2 Difracción de rayos X (DRX) y microscopía electrónica de barrido (SEM)

A modo de ejemplo, la **Figura 3-13** muestra los difractogramas obtenidos mediante DRX para las muestras A-III<sub>300</sub> (línea azul) y A-IV<sub>300</sub> (línea roja). Se observa que los picos de la fase austenítica son significativamente mayores para la muestra del A-IV, lo cual indica que existe un mayor número de cristales de esta fase, es decir, la microestructura del A-IV tiene una mayor proporción de austenita retenida. La muestra A-III<sub>300</sub> presentó una microestructura con 17.5% de austenita retenida, mientras que la muestra A-IV<sub>300</sub> posee 27.5% de esta fase, siendo el resto de la microestructura ferrita. Esta diferencia se atribuye

a la presencia de Cr en el A-IV, elemento de aleación que estabiliza la austenita, ya que el resto de los aleantes en ambos aceros (C-Si-Mn) es idéntico. Cabe destacar que el método de DRX se utilizó exclusivamente para determinar la proporción de austenita en las microestructuras. Dado a que tanto la ferrita bainítica como la martensita son fases ferríticas con estructura cubica centrada en el cuerpo (bcc) y, por lo tanto, comparten los mismos picos de difracción, resulta muy difícil distinguir las por medio de esta técnica.

Por otro lado, la **Figura 3-14** muestra algunas de las imágenes obtenidas en SEM para la determinación del espesor de placa de la ferrita bainítica (fase oscura) correspondientes a la muestra A-III<sub>300</sub>. Estas metalografías a alta magnificación fueron analizadas con el software Image-Pro Plus, utilizando el método de intercepción lineal mencionado anteriormente en la Sección 3.3.4.

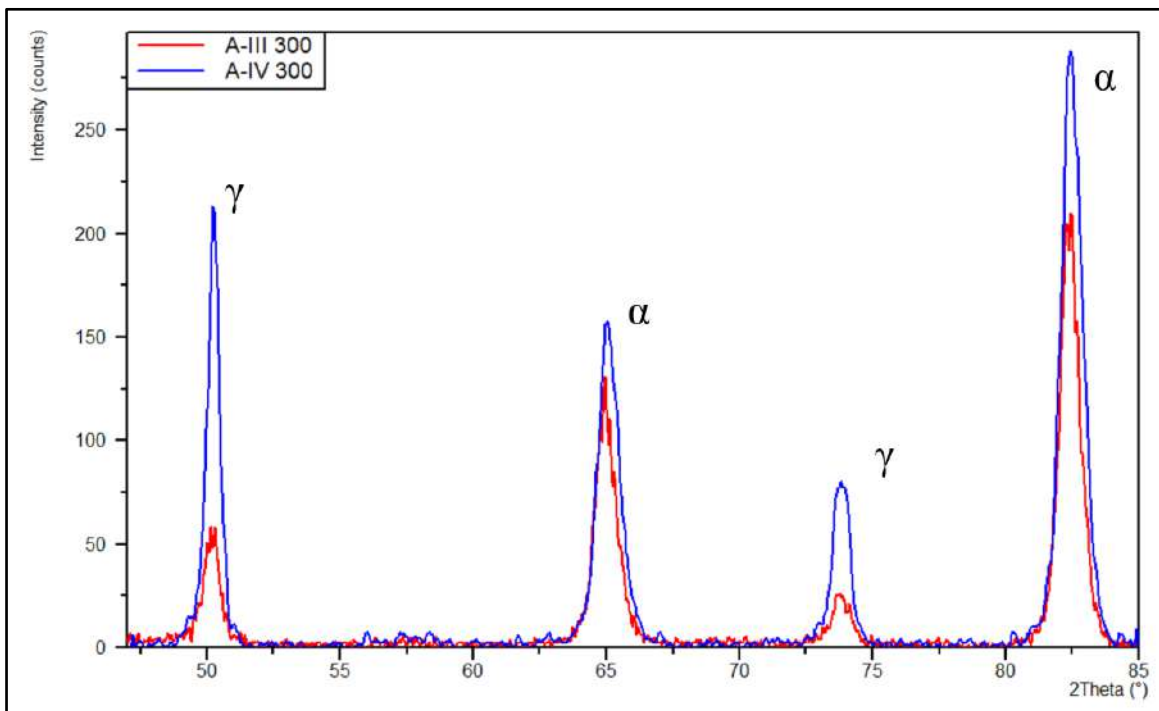


Fig. 3-13: Difractogramas obtenidos mediante DRX para las muestras A-III<sub>300</sub> y A-IV<sub>300</sub>.

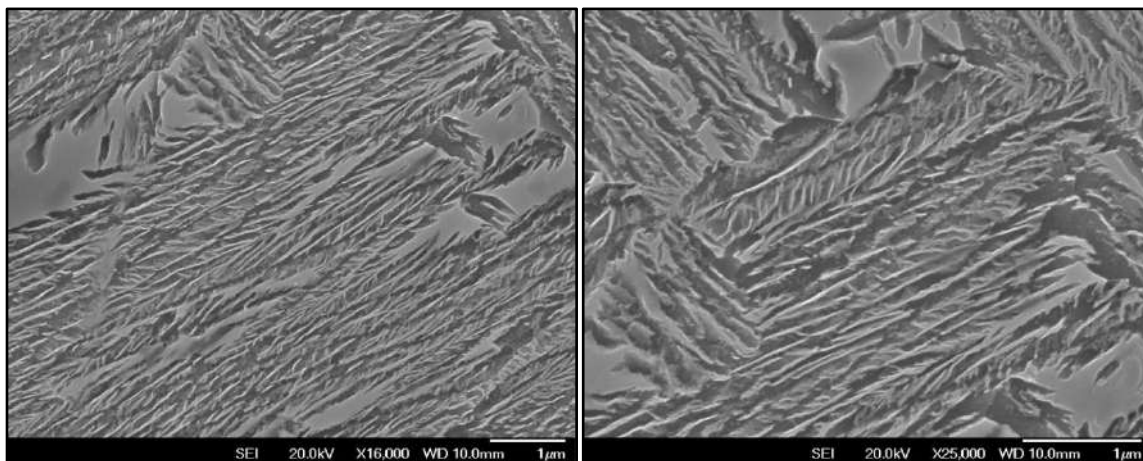


Fig. 3-14: Metalografía SEM a 16000X a la izquierda y 25000X a la derecha del A- III<sub>300</sub>.

Los datos resultantes del uso de la técnica DRX y postprocesamiento de imágenes SEM en términos de volumen de austenita retenida y espesor de placa de ferrita bainítica para cada condición microestructural, se resumen en la **Tabla 3-3**. A su vez, con el objetivo de mejorar la comparación y discusión en la caracterización microestructural, se anticipan los valores de dureza para cada acero/condición evaluada. Detalles experimentales de los ensayos de dureza se presentan en el Capítulo 4.

Tabla 3-3: Volumen de austenita retenida (%), valores de espesor de placa de ferrita bainítica (nm) y la dureza (HRC) para cada acero y condición de tratamiento térmico evaluada.

Acero	Volumen de austenita retenida [%]	Espesor de placa de ferrita bainítica [nm]	Dureza [HRC]
A-I <sub>330</sub>	14.8	91 ± 9	47 ± 2
A-I <sub>350</sub>	13.2	165 ± 12	40 ± 2
A-II <sub>330</sub>	24.5	97 ± 16	47 ± 2
A-II <sub>350</sub>	10.9	195 ± 16	41 ± 2
A-III <sub>300</sub>	17.5	71 ± 9	51 ± 3
A-III <sub>350</sub>	26.4	179 ± 11	40 ± 2
A-IV <sub>300</sub>	27.5	56 ± 9	53 ± 1
A-IV <sub>350</sub>	33.4	177 ± 16	42 ± 1
A-V <sub>280</sub>	36	55 ± 16	54 ± 1
A-V <sub>330</sub>	49	84 ± 32	43 ± 2



En la **Tabla 3-3** se observa que, para cada composición química en particular, a mayor temperatura de austempering corresponde una mayor proporción de austenita retenida, lo cual es esperable de acuerdo a lo explicado en la sección 3.4.2.1. Sin embargo, para los aceros I y II esto no ocurre, es decir, para una mayor temperatura de austemperado, hay menor cantidad de austenita retenida. Esto se debe a que el avance de la transformación bainítica a mayores temperaturas es menor, dando como resultado una austenita residual poco estable que transforma parcialmente en martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente. Esto significa que las microestructuras de los aceros A-I<sub>350</sub> y A-II<sub>350</sub> indudablemente presentan cierta cantidad de martensita.

El acero A-II posee ligeramente mayores contenidos de C, Mn, Cr y Ni que el A-I, por lo tanto, se esperaría obtener una mayor proporción de austenita retenida sobre las muestras del A-I, pues su curva  $T_0$  se encuentra desplazada hacia la menores contenidos de C si se la compara con la del A-II. Por lo tanto, se espera una menor formación de bainita en el A-II que en el A-I. Esto ocurre para una temperatura de austemperado a 330 °C, sin embargo, al ser tratados a 350 °C, el A-II tiene una menor cantidad de austenita que el A-I, por lo tanto, se concluye que el A-II<sub>350</sub> tiene una mayor cantidad de martensita que el A-I<sub>350</sub>.

De acuerdo a lo explicado anteriormente, la cantidad relativa de fases depende tanto de la composición química del acero, como de la temperatura de austemperado. Es decir, no es posible establecer una relación entre, por ejemplo, proporción de austenita retenida y temperatura de tratamiento térmico, tal como se observa en la **Figura 3-15**.

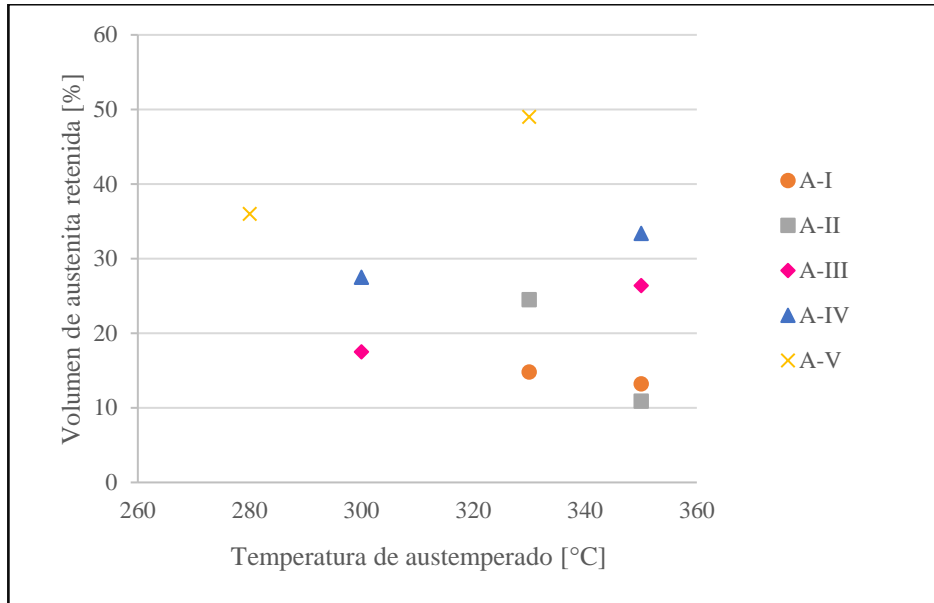


Fig. 3-15: volumen de austenita retenida (%) en función de la temperatura de austemperado.

En cuanto al espesor de las subunidades de ferrita bainítica, la **Figura 3-16** muestra que existe una clara relación directa entre este parámetro y la temperatura de tratamiento térmico. Como se ha explicado anteriormente, la formación de bainita está condicionada por la dureza de la austenita madre, la cual depende de su composición química y temperatura de austemperado. Por esta razón, a menores temperaturas de austemperado se desarrollan placas de ferrita bainítica de menor espesor.

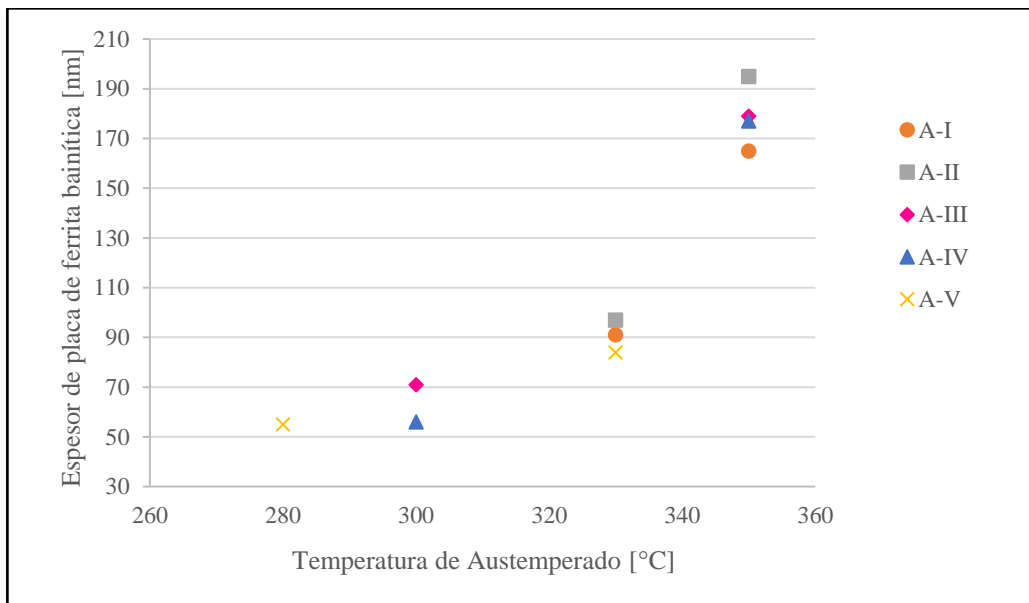


Fig. 3-16: Espesor de placa de ferrita bainítica en función de la temperatura de austemperado.

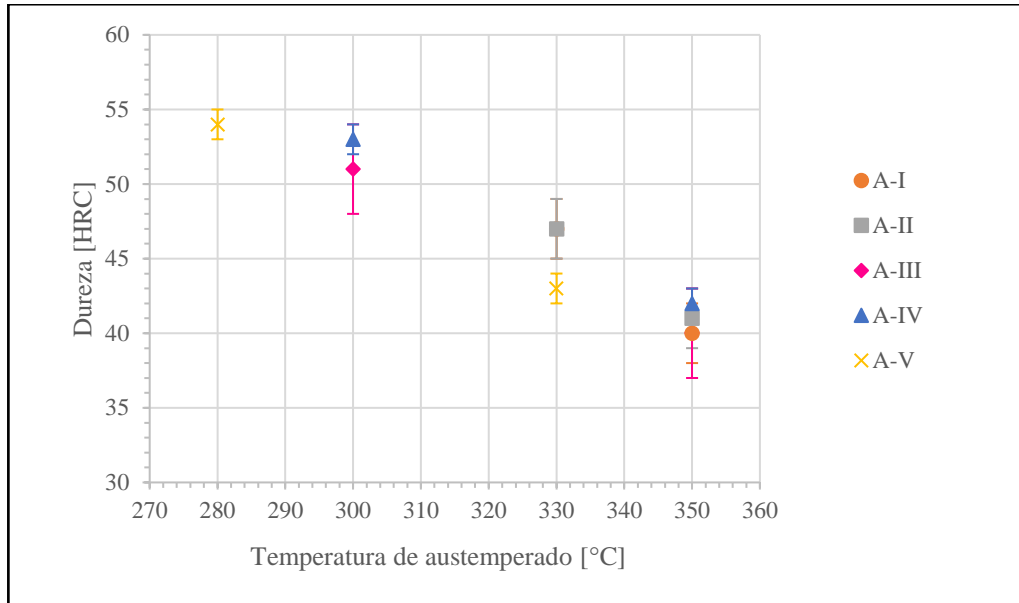


Fig. 3-17: Dureza en función de la temperatura de austemperado.

En la **Figura 3-17** se observa que la dureza de las microestructuras desarrolladas también es dependiente de la temperatura de austemperado, presentando mayor dureza aquellas obtenidas a menor temperatura. De acuerdo a García-Mateo, 2015 la resistencia mecánica de estos aceros (dureza y tensión de fluencia) son controlados por el espesor de placa de la ferrita bainítica, que es la fase mayoritaria, y que representa al tamaño de grano efectivo, pues este parámetro limita el movimiento de dislocaciones durante la aplicación de tensión.

En este sentido, la **Figura 3-19** muestra la relación entre la dureza y la inversa de la raíz cuadrada del espesor de placa, conocida como la relación de Hall-Petch. La relación de Hall-Petch determina que la resistencia mecánica (tensión de fluencia y dureza) de un material se compone como una tensión base más una constante multiplicada por el diámetro promedio del tamaño de grano elevado a la -0.5 (García-Mateo, 2015). Lo que implica que a menores diámetros promedio de grano obtendremos mayores tensiones de fluencia y dureza. Se observa una buena correlación lineal entre estos parámetros, lo que indica que la caracterización microestructural realizada sobre estos aceros se encuentra dentro de los parámetros esperables.

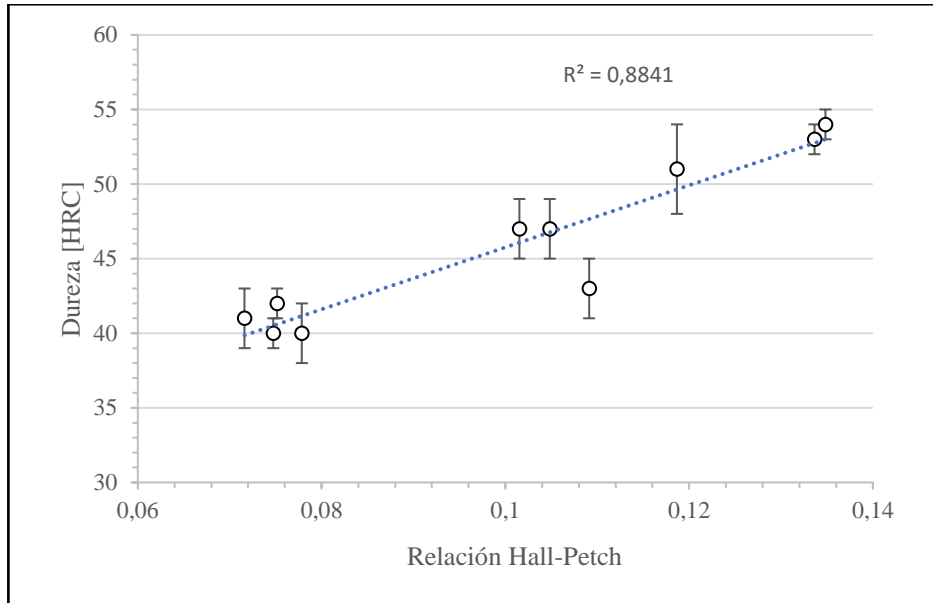


Fig. 3-18: dureza en función de la inversa de la raíz cuadrada del espesor de placa (Relación del Hall-Petch)

### 3.5 CONCLUSIONES DEL CAPÍTULO

En el desarrollo de este capítulo, se obtuvieron microestructuras bainíticas libres de carburos a partir de aceros colados de alto silicio con diferentes contenidos de aleantes, mediante el diseño de ciclos térmicos de austemperado a distintas temperaturas. Las principales conclusiones se describen a continuación:

- Se observó que la proporción de fases (ferrita bainítica y austenita retenida) es muy dependiente tanto de la composición química del acero como de los parámetros del ciclo de austemperado.
- Los aceros de menor contenido de carbono (A-I y A-II) austemperados a alta temperatura (350 °C) presentan una austenita residual poco estable que transforma a martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente. Es decir, estas microestructuras están compuestas por ferrita bainítica, austenita retenida y martensita.
- Se encontró una clara relación entre la temperatura de austemperado y el espesor de placa de ferrita bainítica. Una menor temperatura conduce a subunidades de ferrita de menor espesor, lo cual responde al mecanismo de transformación bainítica.
- Se observó que las microestructuras desarrolladas cumplen la relación de Hall-Petch, que establece una dependencia lineal entre la resistencia del acero (en este

caso, determinada por la dureza) y la inversa de la raíz cuadrada del espesor de placa de ferrita bainítica.

## **CAPÍTULO IV**

# **DETERMINACIÓN DE LA DUREZA, TENACIDAD A LA FRACTURA E IMPACTO**

---

### **4.1 INTRODUCCIÓN**

En este capítulo, se presentan las actividades experimentales desarrolladas para determinar las propiedades mecánicas de cada uno de los aceros, en términos de dureza, tenacidad a la fractura e impacto. Vale la pena señalar que los resultados de dureza fueron anticipados en el capítulo previo a modo de introducirlos para la discusión de las variables microestructurales resultantes. Sin embargo, en este capítulo se introducirán las metodologías experimentales involucradas. A su vez, se hace uso de datos experimentales resultantes de estudios previos en términos de resistencia y ductilidad. Finalmente, las conclusiones parciales se enuncian considerando la influencia de las variables microestructurales sobre las propiedades mecánicas.

### **4.2 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL**

#### **4.2.1 Mecanizado final de probetas**

Una vez realizado el tratamiento térmico sobre las probetas pre-mecanizadas y, habiendo verificado la microestructura resultante mediante la observación metalográfica de las probetas testigo, se procedió a realizar el mecanizado final de todas las probetas destinadas a ensayos mecánicos.

Para los ensayos de impacto, se mecanizaron probetas de 10x10x55 mm con entalla en V conforme los requerimientos de la norma ASTM E23. El mecanizado final contempló operaciones de rectificado y desbaste por electroerosión para realizar las entallas en V a 45° con una profundidad de 2 mm.

Para los ensayos de fractoténacidad, se mecanizaron probetas del tipo SEN(B) conforme los lineamientos de la norma ASTM E399. Al igual que para las probetas de impacto, el mecanizado final contempló operaciones de rectificado y desbaste por electroerosión para generar entallas en V con un ángulo menor a 90° y una profundidad constante de la base hasta la entalla de 4.5 mm como se observa en la **Figura 4-1**.



Fig. 4-1: Probeta mecanizada Sen B.

#### **4.2.2 Ensayos de Dureza, tenacidad al Impacto y tenacidad a la fractura**

Los ensayos de dureza se realizaron empleando un durómetro universal de marca “Ibertest”, Modelo “DU-250” perteneciente a la DMI (**Figura 4-2**). En todos los casos, la dureza de los aceros tratados térmicamente se midió utilizando la escala Rockwell C (150 kg de carga) conforme a los requerimientos de la norma ASTM E18. Todos los valores reportados corresponden al promedio de al menos 3 mediciones.

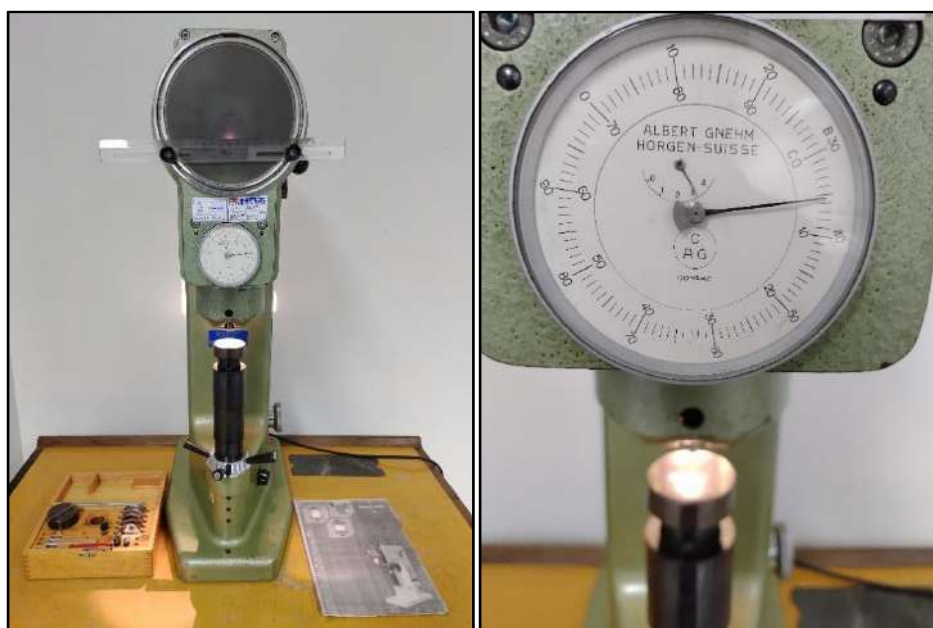


Fig. 4-2: Durómetro universal Ibertest modelo DU-250 utilizado para los ensayos de dureza y magnificación del dial para Rockwell C.

Los ensayos de impacto se llevaron a cabo siguiendo los lineamientos establecidos en la norma ASTM E23, haciendo uso de un péndulo marca “Amsler” con una energía disponible de 300 Joules y una velocidad al momento del impacto de 5 m/seg (**Figura 4-3**). Para cada condición microestructural, se ensayaron al menos 3 probetas, reportándose los valores promedio y desviación estándar para cada caso.



Fig. 4-3: Péndulo Charpy para ensayos de impacto.

Los ensayos de fractoténacidad, realizados para determinar el  $K_{IC}$ , se realizaron siguiendo los procedimientos recomendados en la norma ASTM E399. Cada probeta SEN(B) se pre-fisuró utilizando una máquina de diseño propio de la División “Soldadura y Fractomecánica” del INTEMA, la cual permite producir el crecimiento por fatiga de una fisura a partir de la entalla mecanizada, mediante un sistema de doble excéntrico que genera una carga oscilante de intensidad regulable (**Figura 4-4a**). Para el seguimiento de la propagación de la fisura por fatiga y, atendiendo a los límites que se especifican en la mencionada norma, una de las superficies laterales de cada una de las probetas SEN(B) fue



previamente pulidas a espejo siguiendo la misma metodología de desbaste y pulido metalográfico descrito en el Capítulo III. Vale mencionar que este procedimiento debió ser utilizado debido a que el equipamiento utilizado (pre-fisuradora) no cuenta con instrumentación que permita relacionar la longitud de la fisura con la pérdida de resistencia del material.

Para los ensayos fractomecánicos propiamente dicho, se utilizó la máquina de ensayos universales Mohr&Federhaff perteneciente al departamento de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería de la UNMdP (**Figura 4-4b**). Luego de cada ensayo, se obtuvieron las curvas de carga-desplazamiento y se midieron las longitudes finales de la pre-fisura con un proyector de perfiles marca “Prazis” perteneciente al área de tecnología mecánica de la Facultad de Ingeniería de la UNMdP (**Figura 4-4c**). Por cada punto reportado se realizaron al menos 3 ensayos.



Fig. 4-4: Máquina de fatiga (A). Máquina Mohr Federhaff (B). Proyector de perfiles (C).

### **4.3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

#### **4.3.1 Ensayo de dureza**

Los resultados de dureza para cada variable microestructural fueron presentados y analizados en la **Tabla 3-3** del capítulo anterior.

#### **4.3.2 Ensayo de tenacidad al impacto**

Los valores resultantes de los ensayos de Impacto a temperatura ambiente se presentan en la **Tabla 4-2** y se representan gráficamente en la **Figura 4-5**.

Tabla 4-2: Valores de energía de impacto para cada acero.

Acero	Valor promedio de Energía/Área [J/cm <sup>2</sup> ]
A-I <sub>330</sub>	29.7 ± 2.8
A-I <sub>350</sub>	24.6 ± 0.8
A-II <sub>330</sub>	33.4 ± 1.6
A-II <sub>350</sub>	21.7 ± 10.8
A-III <sub>300</sub>	12.5 ± 5
A-III <sub>350</sub>	16.3 ± 1.3
A-IV <sub>300</sub>	11.6 ± 5.4
A-IV <sub>350</sub>	10.8 ± 0.8
A-V <sub>280</sub>	7.2 ± 4.1
A-V <sub>330</sub>	12.1 ± 2.1

En la **Figura 4-5** se graficaron los valores de energía de impacto obtenidos del ensayo de Charpy para cada acero en función de las temperaturas de austemperado. Se puede observar que para los aceros A-I y A-II, ambos de medio carbono, la relación con la temperatura es de manera inversa, es decir, a mayor temperatura, menor tenacidad. Sin embargo, para el resto de los aceros, aquellos de alto carbono, la relación es directa, esto quiere decir que, a mayor temperatura de austemperado se obtuvieron mayores valores de energía de impacto. Esto se atribuye a la presencia de martensita en los aceros A-I<sub>350</sub> y A-II<sub>350</sub> identificada en el capítulo anterior. Esta martensita formada durante el enfriamiento posterior al austemperado no está revenida, por lo tanto, se trata de una fase de mayor fragilidad que la ferrita bainítica y la austenita retenida. Esto provoca una disminución en la tenacidad al impacto de estas microestructuras respecto de aquellas obtenidas mediante austemperados a 330 °C.

Al ser austemperado a 330 °C, el A-II presenta una mayor proporción de austenita retenida que el A-I, siendo sus anchos de placa y durezas similares. Esto provoca una mayor energía absorbida durante el impacto en el A-II<sub>330</sub> respecto del A-I<sub>330</sub>. Por otro lado, de acuerdo al análisis realizado en el capítulo anterior, el A-II<sub>350</sub> presenta una mayor cantidad

de martensita y una ligeramente menor proporción de austenita que el A-I<sub>350</sub>, lo cual justifica su menor tenacidad al impacto.

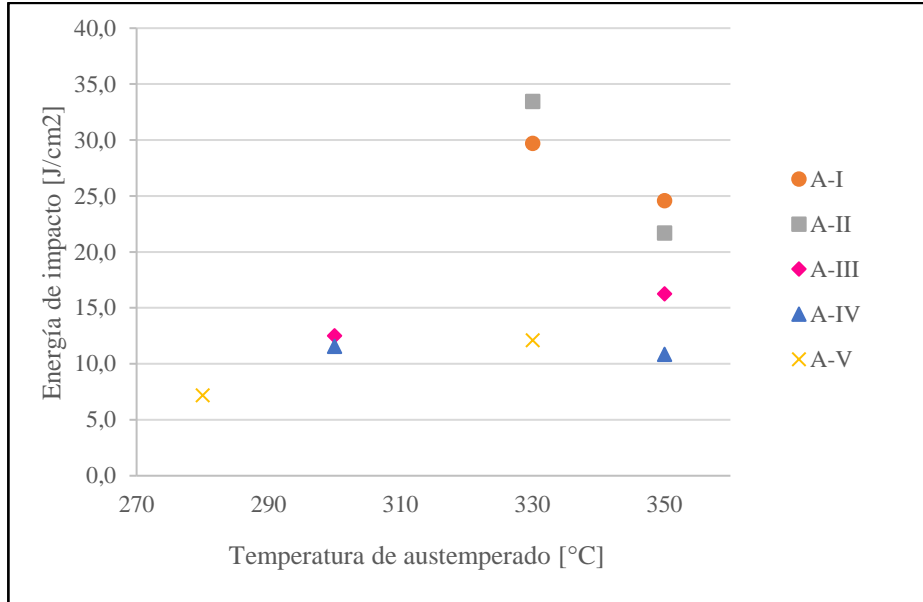


Fig. 4-5: Resultados del ensayo Charpy, energía de impacto vs temperatura de austemperado

En la **Figura 4-6** se puede apreciar que, a excepción del acero A-IV, pareciera existir una correlación entre una mayor energía de impacto y un mayor volumen de austenita retenida. Como se explicó anteriormente en el Capítulo II, la austenita retenida es una fase dúctil, por lo que una mayor presencia de la misma se corresponde con una capacidad mayor de absorción de energía. Además, la austenita retenida puede transformar parcial o totalmente en martensita durante la aplicación de una deformación o tensión. Esta transformación consume energía, por lo tanto, el acero es capaz de absorber una mayor energía durante el impacto. Este fenómeno denominado efecto TRIP (por TRansformation-Induced Plasticity) es, en parte, responsable de las buenas propiedades mecánicas que se logran en aceros bainíticos libres de carburos y otros que poseen considerables cantidades de austenita retenida, como los aceros TRIP, los aceros Q&P e incluso las fundiciones de hierro austemperadas (Edmonds, 2010).

Para el caso del acero A-IV, no se ha podido hallar una tendencia que permita justificar los resultados obtenidos. Un análisis detallado de esta situación no se ha realizado debido a que escapa del alcance planteado para el presente trabajo.

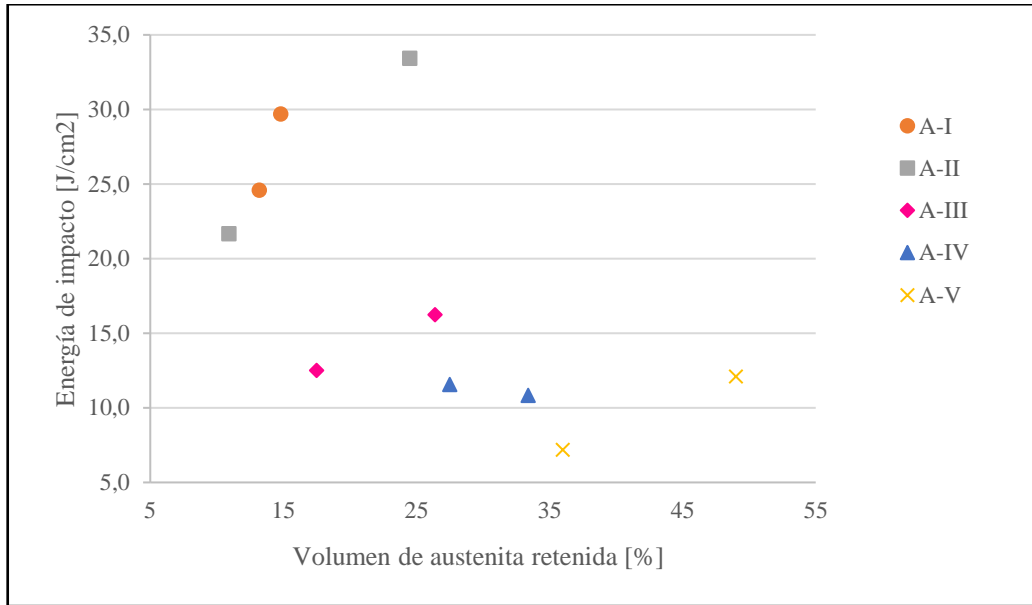


Fig. 4-6: Resultados del ensayo Charpy, energía de impacto en función del volumen de austenita retenida.

### 4.3.3 Ensayo de tenacidad a la fractura

En la **Tabla 4-3** se presentan los valores de  $K_{IC}$  obtenidos de los ensayos de fractoténacidad. En el caso del acero A-V<sub>280</sub> no se pudieron obtener valores debido a que todas las probetas se fracturaron en la etapa de propagación de la fisura por fatiga, lo que refleja la extrema fragilidad de esta microestructura. Los valores de tensión de fluencia reportados fueron obtenidos en Tenaglia et al, 2020 y Basso et al, 2021.

Tabla 4-3: Valores reportados de  $K_{IC}$ , tensión de fluencia y relación  $(K_{IC}/\text{fluencia})^2$

Acero	Valores promedio de $K_{IC}$ [ $\text{MPa m}^{1/2}$ ]	Tensión de Fluencia [MPa]	$(K_{IC}/\text{FLUENCIA})^2$ [ $\mu\text{m}$ ]
A-I <sub>330</sub>	99.5	1493	443
A-I <sub>350</sub>	94.5	1345	493
A-II <sub>330</sub>	93.5	1482	397
A-II <sub>350</sub>	75.7	1324	326
A-III <sub>300</sub>	68.6	1622	178
A-III <sub>350</sub>	77.9	1233	399
A-IV <sub>300</sub>	56.8	1682	114
A-IV <sub>350</sub>	57.3	1201	227
A-V <sub>280</sub>	-	1654	-
A-V <sub>330</sub>	54.7	1071	260

En primer lugar, cabe destacar que aquellas microestructuras con mayor contenido de austenita retenida tienen una mayor tenacidad a la fractura, tal como muestra la **Figura 4-7**.

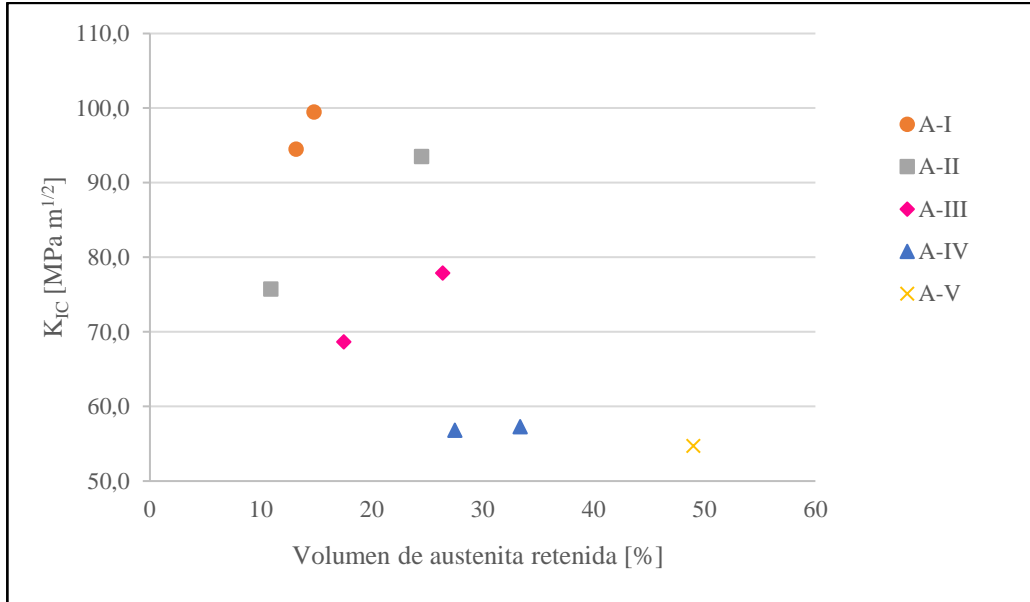


Fig. 4-7: Valores de fractotenicidad  $K_{IC}$  en función del volumen de austenita retenida.

Sin embargo, los gráficos de las **Figuras 4-8**, **4-9** y **4-10** muestran que no existe una tendencia clara entre la tenacidad a la fractura y la temperatura de austemperado, la tensión de fluencia y el ancho de placa de la ferrita bainítica.

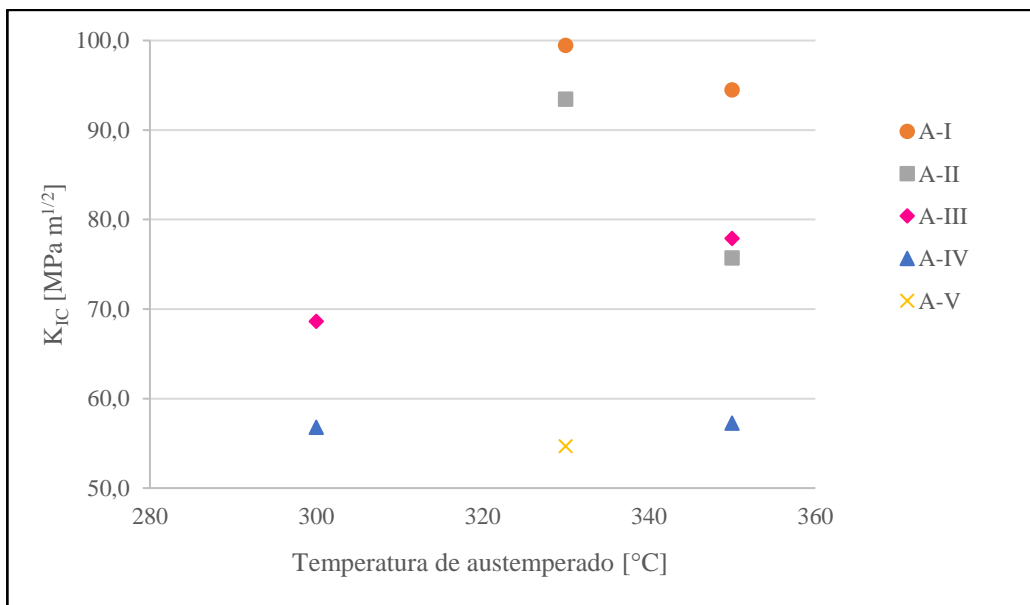


Fig. 4-8: Valores de fractotenicidad  $K_{IC}$  en función de la temperatura de austemperado

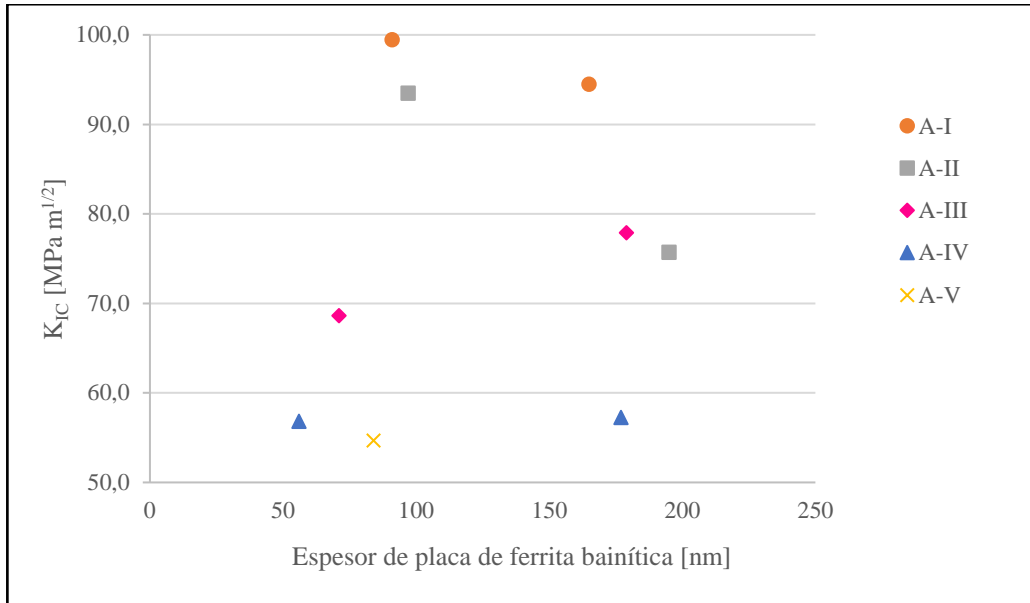


Fig. 4-9: Valores de fractotenicidad  $K_{IC}$  en función del espesor de placa de ferrita bainítica.

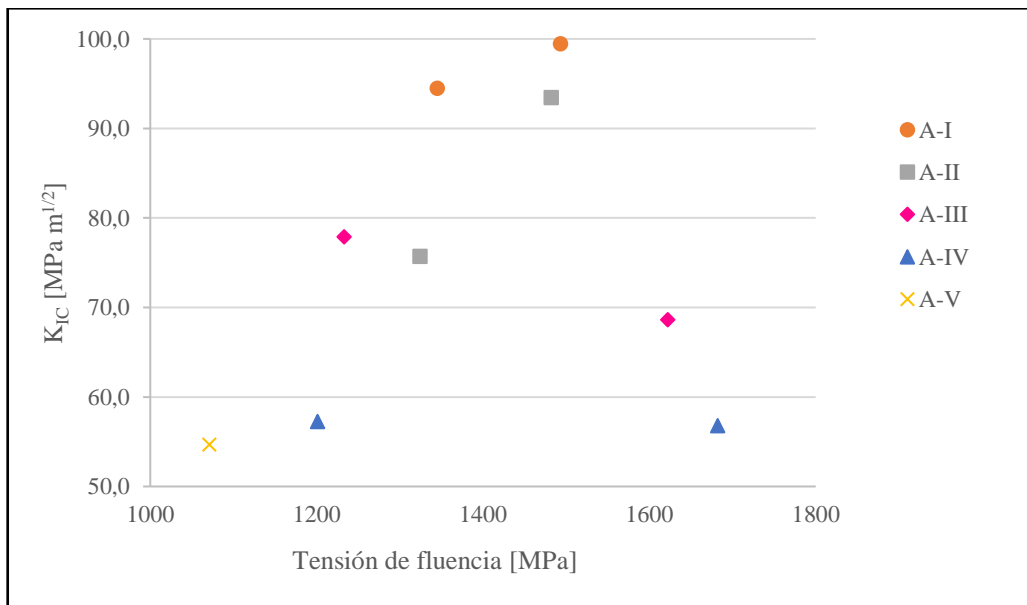


Fig. 4-10: Valores de fractotenicidad  $K_{IC}$  en función de la tensión de fluencia.

Según la bibliografía consultada, la tenacidad a la fractura de estos aceros depende de varios factores. En general, aquellas microestructuras más refinadas y con ausencia de fases frágiles (martensita y carburos) poseen una mayor tenacidad (Miihkinen 1987). Sin embargo, la austenita retenida también juega un rol muy importante. Respecto a esta última, compiten dos mecanismos: la cantidad de austenita y su estabilidad mecánica. La transformación de austenita en martensita promueve endurecimiento por transformación y el cierre de grietas, debido al aumento de volumen causado por las distintas densidades de

la austenita y la martensita. Además, la energía consumida durante la transformación martensítica reduce la energía disponible para el crecimiento de grietas. Esto retrasa la formación de huecos y aumenta la tenacidad de los aceros (Avanish Kumar, Aparna Singh, 2018). De esta manera, mientras más estable sea la austenita retenida y mayor sea su proporción en las microestructuras, mayor será la energía consumida durante la transformación en martensita mediante la aplicación de una tensión/deformación y mejor será su tenacidad, tal como ocurre con la ductilidad de estos aceros.

Debido a que algunos de los factores que afectan la tenacidad (tamaño de grano, cantidad y estabilidad de la austenita, presencia de carburos y/o martensita) tienen tendencias opuestas al subir o bajar la temperatura de austemperado, existe una temperatura óptima para cada acero que provoca la mayor tenacidad a la fractura, como fue reportado por varios autores (Miihkinen y Edmonds; Avanish y Aparna; Putatunda 2003; Putatunda. 2001). A modo de ejemplo, la **Figura 4-11** muestra resultados de tenacidad obtenidos por Putatunda (2001) de aceros colados de alto silicio y alto carbono austemperados a distintas temperaturas. Se puede observar que la tendencia de los valores de tenacidad a la fractura es a aumentar conforme aumentamos la temperatura de austemperado hasta alcanzar un valor óptimo para la cual se obtiene el mayor valor de tenacidad y luego comienza a descender. Una tendencia similar se puede asumir al ver los resultados del presente trabajo en la **Figura 4-8**, donde a pesar de solo contar con dos puntos de austemperado para cada acero, se logra identificar que la tendencia en el acero A-I y A-II es de pendiente negativa y en el caso A-III y A-IV es de pendiente positiva con el aumento de la temperatura de austemperado, para el A-V solo existe un punto por lo que no se puede determinar la tendencia. Esta diferencia en la tendencia de los valores se puede deber a que, en algunos casos, las temperaturas elegidas para el austemperado se encuentran a la izquierda del valor óptimo y en otros casos a la derecha.

En este sentido, es posible observar mayores o menores valores de tenacidad cuando se modifica la temperatura de austemperado, tal como se observa en la **Tabla 4-3**. La determinación de la temperatura óptima para lograr la mayor tenacidad a la fractura en cada uno de los aceros evaluados se encuentra fuera del alcance del presente trabajo, pero se identifica como un punto interesante para abordar en posteriores trabajos.

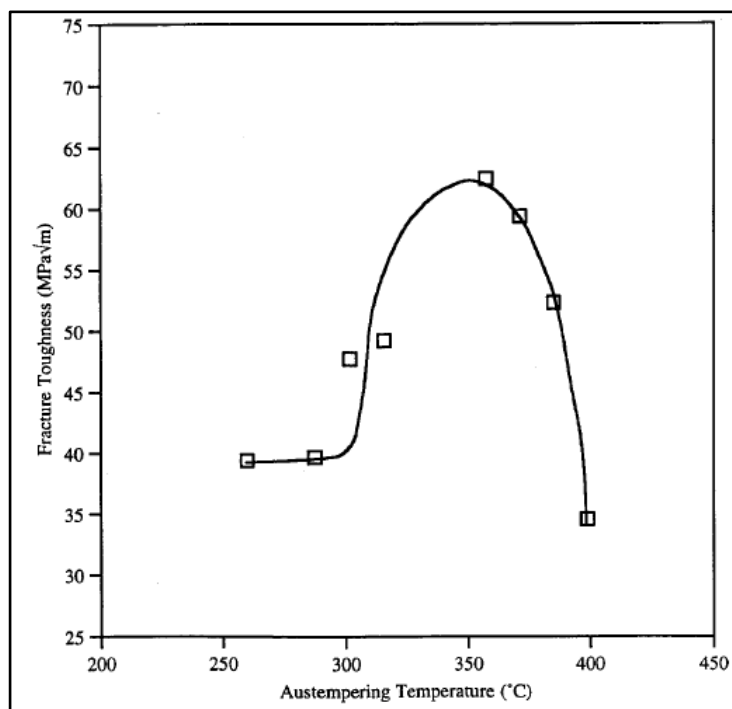


Fig. 4-11: Influencia de la temperatura de austemperado en la tenacidad a la fractura de aceros HCHS, Putatunda 2001.

#### 4.3.3.1 Comparativa con otros autores

Como se ha mencionado anteriormente, los aceros ABLC ya han sido estudiados en otras oportunidades por sus prometedoras propiedades mecánicas y múltiples aplicaciones industriales. A continuación, se presenta una comparación de los resultados obtenidos en este trabajo y otros publicados por distintos autores para aceros bainíticos libres de carburos. Debido a que, como se explicó anteriormente, el rango de propiedades mecánicas alcanzables de estos aceros es amplio, se buscó realizar una comparación que contemple tanto la resistencia del material (en este caso, la tensión de rotura medida en ensayos de tracción) y la tenacidad.

La **Figura 4-12** muestra la comparación correspondiente a la tenacidad al impacto de los resultados obtenidos en este trabajo y otros reportados para aceros bainíticos libres de carburos laminados y colados. Los valores fueron obtenidos de las referencias Avishan, 2015; Caballero, 2009 y Avani, 2018 para aceros laminados y Xiang, 2006 para aceros colados. Se observa que, para iguales valores de resistencia mecánica, la tenacidad medida en este proyecto es similar a aquella reportada para aceros colados. Sin embargo, también se observa que los aceros laminados desarrollan una mayor tenacidad, lo cual es lógico ya



que los defectos típicos de piezas coladas (poros, inclusiones, microsegregación, etc.) tienen un impacto negativo en la tenacidad al impacto.

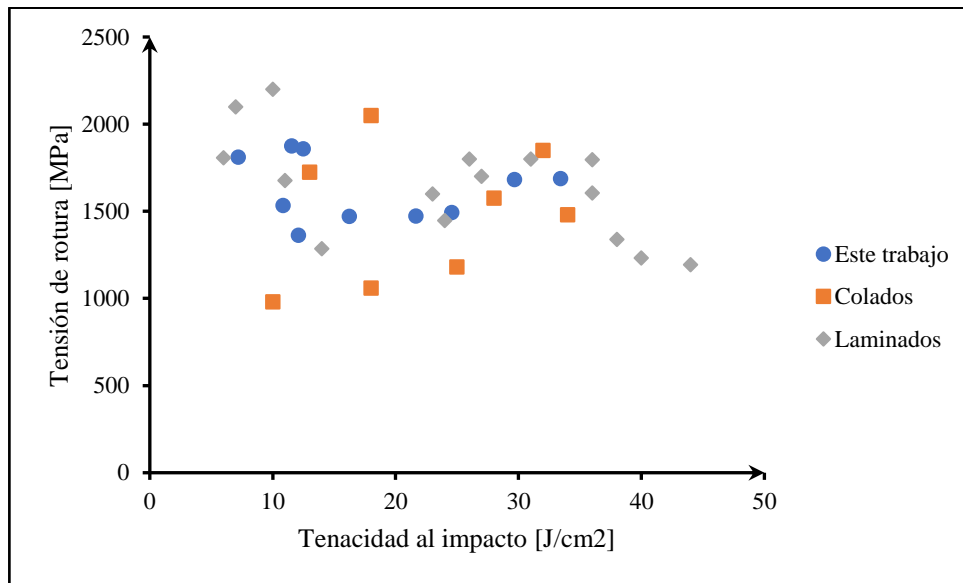


Fig. 4-12: Comparación de la combinación tensión de rotura/tenacidad al impacto con otros autores.

Por otro lado, la **Figura 4-13** muestra la comparación correspondiente a la tenacidad a la fractura. Los datos mostrados en el gráfico fueron obtenidos de las referencias Chen, 2007 para aceros colados y Avanish, 2018 para laminados. En este caso, se destaca la excelente combinación de resistencia/tenacidad a la fractura obtenida en los aceros desarrollados en este proyecto final, los cuales superan los (escasos) resultados encontrados para aceros colados e incluso laminados. Esto motiva la continuación del estudio de la tenacidad a la fractura de aceros colados bainíticos libres de carburos, con el fin de identificar los mecanismos de daño que actúan y así justificar los muy buenos resultados obtenidos. Los valores de tensión de rotura para los aceros del presente trabajo fueron obtenidos de Tenaglia et al, 2020 y Basso et al, 2021.

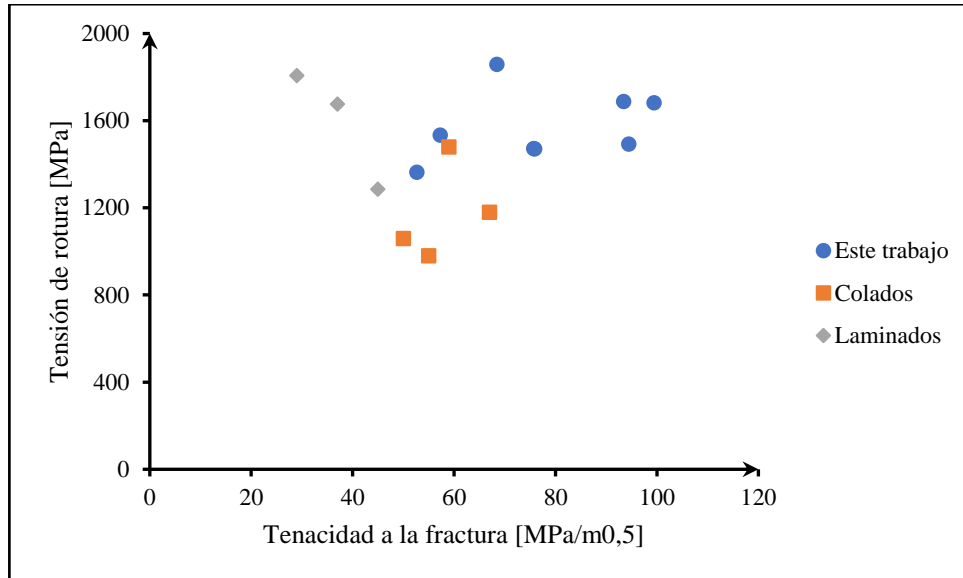


Fig. 4-13: Comparación de la combinación tensión de rotura/tenacidad a la fractura con otros autores.

#### 4.4 CONCLUSIONES PARCIALES

En el desarrollo de este capítulo, se evaluó la influencia de la microestructura en las propiedades mecánicas, particularmente sobre la dureza, tenacidad y fracto-tenacidad, para cada variable microestructural previamente analizada. Las principales conclusiones se describen a continuación:

- Con las diferentes variables microestructurales evaluadas, se lograron obtener valores de tenacidad al impacto entre 7,2 y 33,4 J/cm<sup>2</sup>.
- En general se observó que, a mayor cantidad de austenita retenida, mayor es la tenacidad al impacto, lo cual se logra aumentando la temperatura de austemperado.
- La presencia de martensita en algunas microestructuras provocó una fuerte caída de la tenacidad al impacto.
- Se obtuvieron valores de tenacidad a la fractura desde 54,7 hasta 99,5 MPa.m<sup>1/2</sup>
- No se encontró una tendencia clara entre la tenacidad a la fractura y la temperatura de austemperado, la tensión de fluencia y el ancho de placa de la ferrita bainítica.
- Los valores obtenidos en este trabajo para la tenacidad al impacto son similares a los reportados por otros autores, considerando la combinación resistencia/tenacidad.
- La tenacidad a la fractura obtenida para los aceros desarrollados, teniendo en cuenta también su tensión de rotura es muy destacada y sobrepasa los resultados obtenidos

por otros autores, lo cual motiva un desarrollo más profundo sobre este tema a futuro.

## **CAPÍTULO V**

### **CONCLUSIONES GENERALES Y TRABAJOS FUTUROS**

---

#### **5.1 CONCLUSIONES GENERALES**

En este capítulo, se presentan tanto las conclusiones generales académicas, obtenidas luego del análisis y discusión de las conclusiones parciales de cada capítulo, como las conclusiones personales relacionadas con desarrollo de las actividades teórico-prácticas llevadas a cabo.

##### **5.1.1 Conclusiones académicas**

- Se desarrolló una sólida revisión bibliográfica, la cual se considera fundamental para sentar las bases que permitan entender la relación microestructura/propiedades de los aceros bainíticos libres de carburos en general, y colados en particular.
- Para todas las coladas donde se obtuvieron valores de fractoténacidad KIC, se observa una relación creciente entre este valor y un mayor volumen de austenita retenida. Esto mismo se vio replicado en los valores de tenacidad al impacto.
- En todos los casos se observó que, tanto para los valores de dureza como tensión de fluencia de un mismo acero, los valores iban en decremento con el aumento de las temperaturas de austemperado o espesores de placa ferríticas.
- Los valores de tenacidad al impacto obtenidos se asemejan a los reportados por otros autores, considerando la combinación resistencia/tenacidad.
- La tenacidad a la fractura obtenida para los aceros desarrollados, teniendo en cuenta también su tensión de rotura es muy destacada y sobrepasa los resultados obtenidos por otros autores.
- La presencia de martensita en algunas microestructuras influyó fuertemente sobre la tenacidad al impacto.
- Se identificó que los valores de temperatura de austemperado tienen una relación directa con el espesor de placa de ferrita bainítica.

### **5.1.2 Conclusiones personales**

En lo personal, el desarrollo del presente trabajo nos permitió alcanzar nuevos conocimientos más allá de lo estudiado a lo largo de la carrera, logrando analizar conceptos y criterios teóricos y su relación con la práctica. Más específicamente se detallan algunas cuestiones que creemos importante destacar.

- Se logró adquirir conocimientos específicos sobre aceros colados con estructuras bainíticas libres de carburos (ABLC)
- Se interactuó con los profesionales pertenecientes a los grupos de investigación de la DMI, lo que nos permitió el desarrollo de los conocimientos prácticos necesarios para afrontar los objetivos del presente proyecto, referentes a la realización de ensayos y la utilización de equipamiento de laboratorio como: microscopio, durómetro universal, horno mufla, sierra hidráulica, etc.
- Se incorporaron aprendizajes sobre microscopía, análisis metalográfico y caracterización de microestructuras que excedían los conceptos vistos en el transcurso de la carrera.
- Se logró analizar relaciones entre las propiedades mecánicas obtenidas, la composición química de los aceros y las temperaturas de tratamiento térmico.

### **5.2 TRABAJOS FUTUROS**

A partir de los resultados del presente trabajo final, se identificaron los siguientes tópicos a evaluar en trabajos futuros, los cuales se consideran importantes a momento de avanzar en el objetivo general planteado:

- Ampliar los ensayos de fractotenacidad (KIC) a otras temperaturas de austemperado con el objetivo de identificar, en cada aleación utilizada, el valor de temperatura óptimo donde se obtengan los mayores valores de tenacidad.
- Analizar las posibles correlaciones teóricas que existen para hallar valores de tenacidad a la fractura a partir de valores de tenacidad al impacto y evaluar su precisión. Esto resultaría en la obtención de mayores valores experimentales para analizar tendencias a un menor costo, ya que no se necesitan probetas KIC.

- Realizar un análisis más profundo del comportamiento del acero A-IV en cuanto a la relación obtenida entre la energía de impacto y el volumen de austenita retenida.
- Aplicar herramientas de caracterización microestructural que permitan establecer cuantitativamente la presencia de martensita en la microestructura y, de esta forma, verificar las hipótesis planteadas.



## **CAPÍTULO VI**

### **REFERENCIAS**

---

Aglan H. A., Liu Z. Y., Hassan M. F. and Fateh M. Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steel. *Materials Processing Technology* 2004; 151: 268-274.

ASTM, 1997. Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. E399.

ASTM, 2001. Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials. E10.

ASTM, 2002. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. E23.

ASTM, 2002. Standard Test Method For Determining Hardenability Of Steel. A255.

ASTM, 2002. Standard Test Methods For Rockwell Hardness Of Metallic Materials. E18.

ASTM, 2003. Standard Specification For Castings, Steel And Alloy, Common Requirements, For General Industrial Use. A781

ASTM, 2013. Standard Practice For X-Ray Determination Of Retained Austenite In Steel With Near Random Crystallographic Orientation. E975.

Avanish Kumar, Aparna Singh, “Toughness dependence of nano-bainite on phase fraction and morphology”, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 729, 27 June 2018, Pages 439-443.

Avishan B. et. al, 2015, “Characterisation of microstructure and mechanical properties in two different nanostructured bainitic steels”, *Materials Science and Technology*; 31 (12):1508-1520.

Basso, Eres-Castellanos, Tenaglia, San Martin, Jimenez, Caballero. “Effect of Microsegregation and Bainitic Reaction Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of a High-Carbon and High-Silicon Cast Steel”. *Metals* (2021). Vol. 11 - pp: 220. DOI: 10.3390/met11020220

Basso A.D., Tenaglia N.E., Boeri R.E., Massone J.M., Influence of the chemical composition on the ausferritic transformation in carbide-free bainitic cast Steel, *Material Science Forum* 793, pp. 85-91, 2013.

Bhadeshia H. k. D. H. Bainite in steels. Transformations, Microstructure and properties. Second edition. IOM Communications Ltd. 1 Carlton House Terrace. London, pp 360. 2001.

Bhadeshia H. K. D. H., Lord M. and Svensson L. E. Silicon-rich bainitic steel welds. *Proceedings of International Conference: Joining and welding solutions to industrial problems*. JWRI, Osaka University 2003: 43-52.

Bhadeshia H. K. D. H, 2015, “Bainite in Steels: Theory and Practice. Third edition”, Maney Publishing, Leeds, United Kingdom.

Bhadeshia H. K. D. H. and Chang L. C. “Austenite films in bainitic microstructures” 1994.



Caballero F. G., Bhadeshia H. k. D. H., Mawella K. J. A., K. J. A. Jones K. J. A., and Brown P. Desing of novel high strenght bainitic steels: part 1. *Materials Science and Technology* 2001a; 17: 512-516.

Caballero F. G., Bhadeshia H. k. D. H., Mawella K. J. A., K. J. A. Jones K. J. A., and Brown P. Desing of novel high strenght bainitic steels: part 2. *Materials Science and Technology* 2001b; 17: 517-522.

Caballero F. G., Bhadeshia H. k. D. H., Mawella K. J. A., K. J. A. Jones K. J. A., and Brown P. Very strong low temperature bainite. *Materials Science and Technology* 2002; 18: 279-284.

Caballero F. G., Miller M. K., Babu S. S. and García Mateo C. Atomic scale observation of bainita transformation in a high carbon high silicon steel. *Acta Materialia* 2007; 55: 381-390.

Caballero F. G., Miller M. K., García Mateo C, Capdevila C. and Babu S. S. Redistribution of alloying elements during tempering of a nanocrystalline steel. *Acta Materialia* 2008a; 56 :188-199.

Caballero F. G., García Mateo C., Chao J., Santofimia M. J., Capdevila C. and Andres C.G. “Effect of morphology and stability of retained austenite of the ductility of TRIP-aided bainitic steels”. *ISIJ International* 2008b; 48 (9): 1256-1262.

Caballero F. G, 2012, “Phase Transformations in Steels, Chapter 12: Carbide-free bainite in steels”, Woodhead Publishing.

Caballero F.G., Chao J., Cornide J., García-Mateo C., Santofimia M.J., Capdevila C.. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels, *Materials Science and Engineering A* 525 (2009) 87–95.

Carmo D. J., Días J. F. and Santos D. B. High cycle rotating bending fatigue property in high strength casting steel with carbide free bainite. *Materials Science and Technology* 2012;28 (8): 991-993.

Chang LC, 2004, “Microstructures and reaction kinetics of bainite transformation in Si-rich steels”, *Materials Science and Engineering A*;368: 175-182.

Codrick J, et. al, 2014, “The static and dynamic mechanical properties of a new low-carbon, low-alloy austempered steel”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 589, pp. 280-287.

Cruz J. A., Rodriguez T. F., Viana V. C., Abreu H. and Santos D. B. Influence of temperature and time of austempering treatment on mechanical properties of SAE 9254 commercial steel. *Steel Research International* 2012; 83: 22-31.

Chen X., Li Y., Fracture toughness improvement of austempered high silicon steel by titanium, vanadium and rare earth elements modification. *Materials Science and Engineering A* 444 (2007) 298–305

Chen X., Vuorinen E. and Grahn J. In-situ SEM observation on fracture behavior of austempered silicon alloyed steel. *China Foundry* 2009; 6 (3): 185-190.

Chiang J. et. al., “Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels”, *Materials Science and Engineering A* 2011; 528: 4516-4521.

De Moor E. and Speer J. G., "Automotive Steels: Bainitic and quenching and partitioning steels", Woodhead Publishing 2017: 289-316.

Edmonds D.V. Advanced bainitic and martensitic steels -with carbide-free microstructures containing retained austenite. Materials Science Forum 2010; 638-642: 110-117.

Fekete J.R. New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels. Edited by J.G. Speer et al., AIST, PA, USA, pp 1-5.2008.

Fielding L. The Bainite Controversy. Materials Science and Technology 2013; 29: 383-399.

García Mateo C., Caballero F. G. and H. K. D. H. Bhadeshia. Development of hard bainita. ISIJ International 2003; 43 (8): 1238-1243.

García-Mateo C. et. al, 2012, "Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt % silicon", Materials Science and Engineering A; 549: 185 – 192.

García-Mateo, 2015 "Understanding the Mechanical Properties of Nanostructured Bainite"

Leiro A., Kankanala A., Vuorinen E. and Prakash B. Tribological behavior of carbide free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions. Wear 2011. 273 (1): 2-8.

Long XY, Kang J, Lv B, Zhang FC, 2014, "Carbide-free bainite in medium carbon steel", Materials and Design; 64: 237-245.

Mandal D., Gosh M., Pal J., De P., Chowdhury S. G. Das S. and Ghosh S. Effect of austempering treatment on microstructure and mechanical properties of high Si steel. Journal of Materials Science 2009; 44: 1069-1075.

Maroni P. J, 1976, "Templabilidad. Un método para seleccionar aceros", Editorial Librería Mitre.

Matlock D.K. and Speer J.G. Structural Steels, edited by H.C. Lee, The Korean Institute of Metals and Materials, Seoul, pp 774. 2006.

Miihkinen V. T. T., Edmonds D. V. "Fracture toughness of two experimental high-strength bainitic low-alloy steels containing silicon", Materials Science and Technology June 1987 Vol. 3 441.

Misra A, et. al, 2012, "Critical isothermal temperature and optimum mechanical behaviour of high Si-containing bainitic steels", Materials Science and Engineering A; 558: 725-729.

Peet M. J., Hill P., Rawson M., Wood S. and Bhadeshia H. K. D. H. Fatigue of extremely fine bainite. Materials Science and Technology 2011; 27 (1): 119-123.

Putatunda S. Influence of austempering temperature on microstructure and fracture toughness of a high carbon, high silicon and high manganese cast steel. Materials and Design 2003; 24: 435-443.

Putatunda. "Fracture toughness of a high carbon and high silicon Steel", Materials Science and Engineering A297 (2001) 31–43.

Putatunda S., Singar A., Tackett R. and Lawes G. Development of a high strength high toughness ausferritic steel. Materials Science and Engineering A 2009; 513-514: 329-339.

Raabe D., Ponge D., Dmitrieva O. and Sander B. Designing Ultrahigh Strength Steels with Good Ductility by Combining Transformation Induced Plasticity and Martensite Aging. Advanced Engineering Materials 2009; 11 (7): 547–555.

Rementeria R., 2017, “Carbon distribution in low temperature bainite”, Tesis Doctoral, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM), Madrid, España.

Santofimia Navarro M. J, 2006, “La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros”, Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid, España.

Sawley K. and Kristan J. Development of bainitic rail steels with potential resistance to rolling contact fatigue. *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structure* 2003; 26: 1019-1029.

Sourmail T. et. al, 2017, “Tensile Ductility of Nanostructured Bainitic Steels: Influence of Retained Austenite Stability”, *Metals*; 7 (1): 31-38.

Speer J.G. “Phase Transformation in quenched and partitioning steels” in: *Phase transformation in steels vol 2. Cap 9* . Woodhead Publishing Limited, p 247-270, 2012.

Tenaglia, Basso, Massone, Boeri. “Development of ultra high strength carbide free bainitic cast steels”. *International Journal of Cast Metals Research* (2020). Vol. 33:6 - pp: 258-265. DOI: 10.1080/13640461.2020.1843778.

Tenaglia N. E., Boeri R. E., Basso A. D., Massone J. M. Macro and microstructural characterisation of high Si cast steels – Study of microsegregation patterns. *Int. J. Cast Met. Res.* 2016; 30 (2):103-111.

Tenaglia N. E., Boeri R. E., Massone J. M. and Basso A. D. Assessment of the austemperability of high-silicon cast steels through Jominy hardenability tests. *Materials Science and Technology* 2018-a; 34 (16): 1990-2000.

Tenaglia N. E., Rivas A. L., Boeri R. E., Massone J. M., Basso A. D. Study of austempering kinetics of high silicon bainitic cast steels”, *International Journal of Cast Metals Research* 2018-b; 32(1): 21-30.

Tenaglia N. E., 2019, “Aceros colados bainíticos libres de carburos: Estudio de la estructura de solidificación, cinética de transformación y propiedades mecánicas”. Tesis Doctoral. Universidad Nacional de Mar del Plata. Argentina.

Vuorinen E., Pino D., Lundmark J. and Prakash B. Wear characteristic of surface hardened ausferritic steel. *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium 2007*: 245-248.

Wang B et. al., “Optimizing the fatigue strength of 18Ni maraging steel trough ageing treatment”, *Materials Science and Engineering A* 2017;707: 674-688.

Xiang C, Yanxiang L, “Effects of Ti, V, and Rare Earth on the Mechanical Properties of Austempered High Silicon Cast Steel”, *Metallurgical and Materials Transactions A* 2006; 37: 3215 – 3220.

Yoozbashi M. N., Yazdani S. and Wang T. S. Design of a new nanostructured, high silicon bainitic steel with lower cost production. *Materials and design* 2011; 32: 3248-3253. 2011.

## **CAPÍTULO VII**

### **ANEXOS**

---

#### **7.1 ÍNDICE DE FIGURAS**

Fig. 2-1: Diagrama Fe-C.

Fig. 2-2: Representación esquemática del diagrama TTT en un acero hipoeutectoide con un contenido en carbono  $x$  y el correspondiente diagrama de fases.

Fig. 2-3: Transformaciones características del acero.

Fig. 2-4: Ferrita idiomórfica (A). Ferrita alotriomórfica (B). (Bhadeshia, 2008)

Fig. 2-5: Esquema de la morfología de la ferrita alotriomórfica y la ferrita idiomórfica (Santofimia Navarro, 2006).

Fig. 2-6: Microestructura perlítica (A) (Bhadeshia, 2008). Modelo de crecimiento de la perlita (B) (Santofimia Navarro, 2006).

Fig. 2-7: Metalografía de  $\alpha_w$  (A) (Bhadeshia, 2008). Esquema de la morfología primaria y secundaria (B) (Santofimia Navarro, 2006).

Fig. 2-8: Metalografías de bainita (A) y ferrita acicular (B) (Bhadeshia, 2015). Esquema de la morfología de la bainita y de la ferrita acicular (C) (Santofimia Navarro, 2006).

Fig. 2-9: Martensita de un acero de bajo carbono (Bhadeshia, 2008).

Fig. 2-10: Primeras metalografías de una microestructura bainítica, obtenidas en 1930 (Fielding, 2013).

Fig. 2-11: Bainita superior (A). Bainita inferior (B). Bainita libre de carburos (C). Nanobainita (D) (Rementeria, 2017).

Fig. 2-12: Esquema de crecimiento de la bainita.

Fig. 2-13: Esquema de las morfologías que puede adquirir una subunidad de bainita (A). Desplazamientos que aparecen en la formación de una subunidad de bainita (B).

Fig. 2-14: Esquemas de las líneas  $T_0$  y  $T_0'$

Fig. 2-15: Imagen obtenida por TEM de una pluma de bainita (A). Esquema de una pluma de bainita (B) (Bhadeshia, 2015).

Fig. 2-16: Condición termodinámica para que la cementita precipite desde la austenita (A). Listones de cementita entre las placas de ferrita (Bhadeshia, 2015) (B).

Fig. 2-17: Esquema de la microestructura bainítica en aceros de alto silicio.

Fig. 2-18: Microestructura bainítica libre de carburos obtenidas por A. Basso en CENIM (REF). La imagen (A) muestra un borde de grano austenítico, plumas de bainita y austenita blocky. La imagen (B) muestra las subunidades de ferrita (fase oscura) y austenita film (fase clara) dentro de una pluma de bainita.

Fig. 2-19: Efecto de la temperatura sobre la microestructura de aceros bainíticos de alto silicio.  $T_{BI} = 200\text{ °C}$  (A).  $T_{BI} = 250\text{ °C}$  (B).  $T_{BI} = 300\text{ °C}$  (A). (Avishan, 2015).

Fig. 2-20: Influencia del carbono en las temperaturas  $M_s$  y  $B_s$ . Adaptado de Bhadeshia (2015).

Fig. 2-21: Efecto de los elementos de aleación sobre la cinética de reacción y en el contenido de carbono de la austenita retenida.

Fig. 2-22: Propiedades mecánicas de ABLC reportadas en bibliografía.

Fig. 2-23: Tenacidad a la fractura vs. resistencia mecánica de aceros bainíticos y otros aceros (Caballero, 2012).

Fig. 2-24: Curvas S-N de un acero bainítico libre de carburos (Peet, 2011)

Fig. 2-25: Propiedades mecánicas de ABLC reportadas en bibliografía. Tensión de rotura vs  $T_{BI}$  (A). Elongación vs  $T_{BI}$  (B). Elongación vs austenita retenida (C).

Fig. 2-26: Curvas de tensión – deformación para aceros: 0.2C-1.5Mn-1.5Si (A) y 0.2C-1.5Mn-1.5Si-0.048Nb (B) austemperados a distintas temperaturas (De Moor y Speer (2017)).

Fig. 3-1: Obtención del material de partida. (A) Horno de inducción utilizado para el proceso de fusión de los distintos aceros, (B) croquis del bloque U

Fig. 3-2: Seccionamiento del bloque U para la obtención de probeta. (a) Representación esquemática de las zonas 1, 2 y 3 de la longitud calibrada, (b) Sierra sin fin utilizada.

Fig. 3-3: Hornos utilizados para desarrollar los ciclos de tratamientos térmicos. (A) Mufla eléctrica utilizada para la etapa de austenizado, (B) horno de sales utilizado para la etapa de austemperado.

Fig. 3-4: (A) Paquete de probetas armados para ser tratados térmicamente, (B) caja para tratar térmicamente las probetas.

Fig. 3-5: (A) Incluidora metalográfica marca Buehler, (B) pieza testigo incluida en baquelita.

Fig. 3-6: Desbaste y pulido metalográfico. (A) Estación de pulido manual, (B) pulidora metalográfica.

Fig. 3-7: Ciclos de tratamientos térmicos realizados sobre los diferentes aceros colados. (A) A-I, (B) A-II, (C) A-III, (D) A-IV, (E) A-V.

Fig. 3-8: Metalografía óptica a 20X a la izquierda y 50X a la derecha. (A) A-I<sub>330</sub> (B) A-I<sub>350</sub>

Fig. 3-9: Metalografía óptica a 20X a la izquierda y 50X a la derecha. (a) A-II<sub>330</sub> (b) A-II<sub>350</sub>

Fig. 3-10: Metalografía óptica a 20X a la izquierda y 50X a la derecha. (a) A-III<sub>300</sub> (b) A-III<sub>350</sub>

Fig. 3-11: Metalografía óptica a 20X a la izquierda y 50X a la derecha. (a) A-IV<sub>300</sub> (b) A-IV<sub>350</sub>

Fig. 3-12: Metalografía óptica a 20X a la izquierda y 50X a la derecha. (a) A-V<sub>280</sub> (b) A-V<sub>330</sub>

Fig. 3-13: Difractogramas obtenidos mediante DRX para las muestras A-III<sub>300</sub> y A-IV<sub>300</sub>.

Fig. 3-14: Metalografía SEM a 16000X a la izquierda y 25000X a la derecha del A- III<sub>300</sub>

Fig. 3-15: Volumen de austenita retenida (%) en función de la temperatura de austemperado.

Fig. 3-16: Espesor de placa de ferrita bainítica en función de la temperatura de austemperado.

Fig. 3-17: Dureza en función de la temperatura de austemperado.

Fig. 3-18: dureza en función de la inversa de la raíz cuadrada del espesor de placa (Relación del Hall-Petch)

Fig. 4-1: Probeta mecanizada Sen B.

Fig. 4-2: Durómetro universal Ibertest modelo DU-250 utilizado para los ensayos de dureza y magnificación del dial para Rockwell C.

Fig. 4-3: Péndulo Charpy para ensayos de impacto.

Fig. 4-4: Máquina de fatiga (A). Máquina Mohr Federhaff (B). Proyector de perfiles (C).

Fig. 4-5: Resultados del ensayo Charpy, energía de impacto vs temperatura de austemperado

Fig. 4-6: Resultados del ensayo Charpy, energía de impacto en función del volumen de austenita retenida

Fig. 4-7: Valores de fractoténacidad  $K_{IC}$  en función del volumen de austenita retenida.

Fig. 4-8: Valores de fractoténacidad  $K_{IC}$  en función de la temperatura de austemperado

Fig. 4-9: Valores de fractoténacidad  $K_{IC}$  en función del espesor de placa de ferrita bainítica.

Fig. 4-10: Valores de fractoténacidad  $K_{IC}$  en función de la tensión de fluencia.

Fig. 4-11: Influencia de la temperatura de austemperado en la tenacidad a la fractura de aceros HCHS, Putatunda 2001.

Fig. 4-12: Comparación de la combinación tensión de rotura/tenacidad al impacto con otros autores.

Fig. 4-13: Comparación de la combinación tensión de rotura/tenacidad a la fractura con otros autores.

## **7.2 ÍNDICE DE TABLAS**

Tabla 2-1: Morfologías de la bainita obtenida mediante tratamientos isotérmicos.

Tabla 2-2: Efectos de la temperatura de transformación en la microestructura resultante.

Tabla 2-3: Parámetros microestructurales de un acero tratado a diferentes  $T_{BI}$  (Avishan, 2015).

Tabla 2-4: Variedad del contenido de carbono de aceros bainíticos libres de carburos en bibliografía.

Tabla 3-1. Composición química de los aceros colados utilizados en el presente trabajo.

Tabla 3-2: Temperaturas y tiempos de austemperado de cada acero utilizado en el presente trabajo y las temperaturas  $B_s$  y  $M_s$  calculadas para cada acero en Tenaglia, (2019).

Tabla 3-3: Volumen de austenita retenida (%), valores de espesor de placa de ferrita bainítica (nm), la relación Hall-Petch ( $nm^{-0.5}$ ) y la dureza (HRC) para cada acero y condición de tratamiento térmico evaluada.

Tabla 4-2: Valores de energía de impacto para cada acero.

Tabla 4-3: Valores reportados de  $K_{IC}$ , tensión de fluencia y relación  $(K_{IC}/\text{fluencia})^2$